

Lire
la première partie
de la thèse

Chapitre IV - Exploitation des résultats

IV.1 Discussion sur le comportement viscoplastique.....	153
IV.1.1 Volume d'activation apparent.....	153
IV.1.2 Sensibilité à la vitesse de déformation	158
IV.1.3 Des essais de traction à différentes vitesses de déformation aux courbes de fluage	162
IV.1.4 Synthèse sur le comportement viscoplastique	168
IV.2 Comportement du matériau au cours d'un essai thermomécanique : expérience et simulation.....	170

IV.1 Discussion sur le comportement viscoplastique

IV.1.1 Volume d'activation apparent

Dans cette partie, l'objectif est d'analyser le comportement mécanique de l'alliage dans sa globalité aussi bien en fonction de la température que du type de sollicitation : fluage (contrainte imposée) ou traction (vitesse de déformation imposée). Il a été établi précédemment (Figure III.90) que la vitesse de déformation suit une loi d'Arrhenius. La vitesse de déformation peut donc être définie comme suit :

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \times \exp\left(-\frac{U(\sigma)}{kT}\right) \quad \text{éq. IV.1}$$

- $\dot{\epsilon}$: Vitesse de déformation
- $\dot{\epsilon}_0$: Vitesse de déformation initiale
- $U(\sigma)$: Energie d'activation dépendant de la contrainte en Joule
- T : Température en degré Kelvin
- k : Constante de Boltzmann = $1,38 \times 10^{-23} \text{ m}^2 \cdot \text{kg} \cdot \text{s}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$

Une approximation simple de la dépendance de l'énergie d'activation à la contrainte est une évolution linéaire telle que :

$$U(\sigma) = U_0 - V_a \times \sigma \quad \text{éq. IV.2}$$

- $U(\sigma)$: Energie d'activation dépendant de la contrainte appliquée
- U_0 : Energie d'activation au zéro absolu
- σ : Contrainte
- V_a : Coefficient de proportionnalité possédant la dimension d'un volume et nommé volume d'activation apparent

Ainsi, plus la contrainte appliquée est grande moins l'énergie d'activation thermique sera importante. La grandeur V_a a la dimension d'un volume. Ce volume n'a pas d'existence physique au sein du matériau. Toutefois, si une dislocation de vecteur de Burgers b jouant le rôle d'une source de Frank-Read balaye une aire de glissement plan sous l'action d'une contrainte σ , V_a peut être considéré comme le volume d'activation apparent de ce glissement. V_a est donc caractéristique du mécanisme de déformation activé. Ce volume est généralement divisé par un volume élémentaire b^3 , où b est la norme du vecteur de Burgers, le glissement s'établit majoritairement dans les alliages de titane selon $\langle a \rangle$, b sera assimilé au paramètre de maille a ($a = 2,96 \times 10^{-10} \text{ m}$). En utilisant les équations éq. IV.1 et éq. IV.2 le volume d'activation apparent peut être calculé suivant l'équation éq. IV.3.

$$V_a = k \times T \times \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \right)_T \quad \text{éq. IV.3}$$

Ainsi, le volume d'activation apparent peut être obtenu à partir d'un graphique semi logarithmique donnant la vitesse de déformation en fonction de la contrainte. La Figure IV.2 reprend la vitesse de déformation en fonction de la contrainte pour l'ensemble de la plage des températures étudiées en fluage. La contrainte correspond à la contrainte appliquée macroscopiquement lors de l'essai de fluage. Pour les hautes températures de 400°C à 600°C, la vitesse de déformation correspond à la vitesse de fluage secondaire ; alors que pour les températures inférieures à 400°C la vitesse de déformation reportée correspond à la pente de la droite d'ordonnée à l'origine nulle et passant par la déformation à 24h pour l'essai considéré, rappelé par la Figure IV.1.

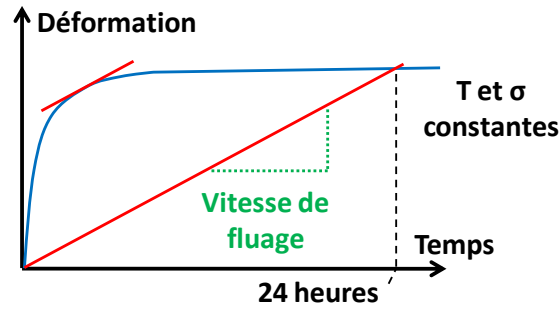


Figure IV.1 - Schéma de la méthode de calcul d'une vitesse de fluage à 24 heures

La Figure IV.2 montre une corrélation linéaire possible en échelle semi logarithmique à chacune des températures. La corrélation est plus évidente à hautes et basses températures et les pentes semblent similaires. Dans le domaine des températures intermédiaires, les nuages de points sont plus diffus mais les droites peuvent être définies et présentent des pentes plus faibles. Un minimum est obtenu à 300°C.

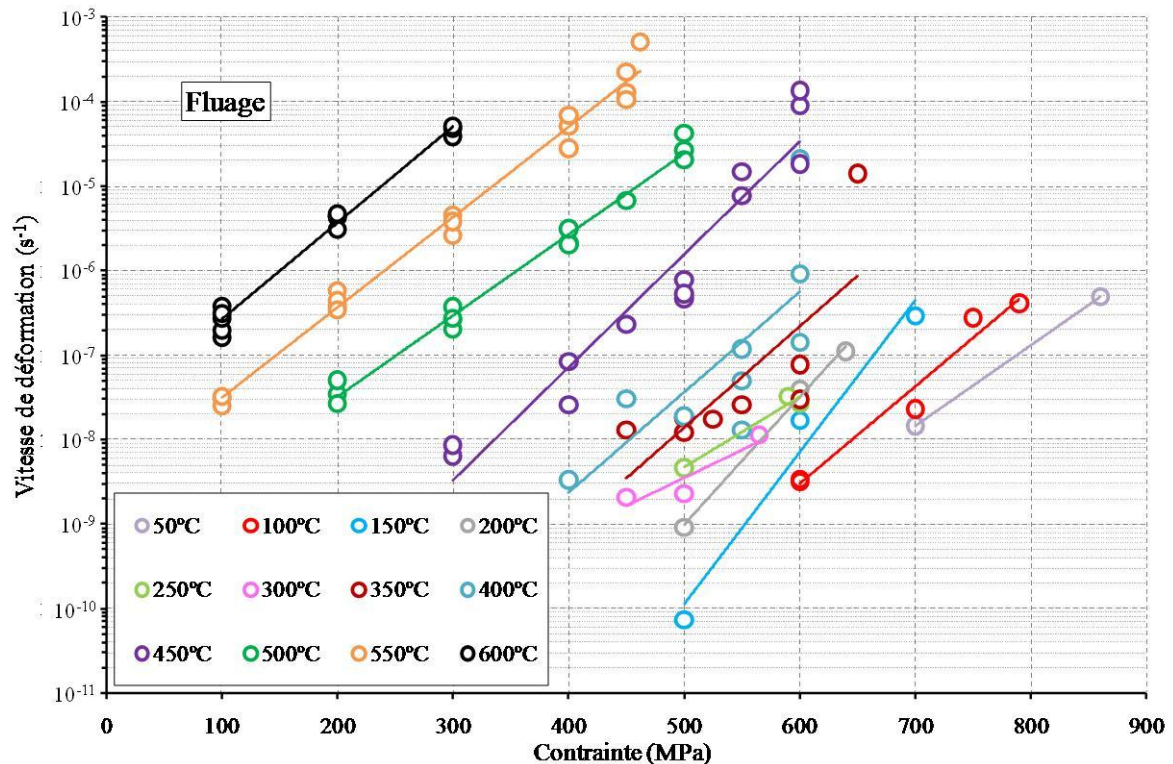


Figure IV.2 - Evolution de la vitesse de déformation par fluage en fonction de la contrainte appliquée pour plusieurs températures

Une analyse analogue peut aussi être réalisée à partir des essais de traction. Dans ce cas, la vitesse de déformation correspond à la vitesse de déformation imposée lors de l'essai et la contrainte à la limite d'élasticité. Les essais de traction avec sauts de vitesse sont aussi ajoutés pour atteindre des niveaux de vitesse de déformation supplémentaires. Pour les données issues des essais de traction avec des sauts de vitesse de déformation, la vitesse de déformation reportée sur le graphique est la vitesse de déformation imposée durant le palier considéré. La contrainte est la limite d'élasticité déterminée à

la vitesse de $1,6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ ajoutée à l'augmentation ou à la diminution de contrainte engendrée par le saut de vitesse. De cette manière l'écroutissage n'est pas compris dans la contrainte. La méthode de calcul est schématisée par la Figure IV.3. Les données extraites des essais de traction sont présentées sur la Figure IV.4 en échelle semi logarithmique pour toutes les températures testées. La corrélation des données à chaque température par une loi linéaire montre une augmentation de la pente de ces droites de 20°C à 350°C et une diminution de la pente de 350°C à 600°C. Un maximum est obtenu à 350°C.

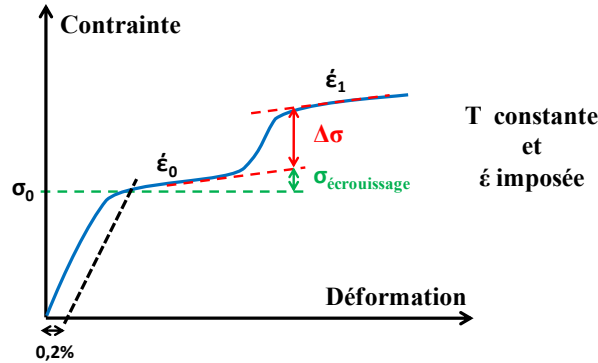


Figure IV.3 - Schéma du calcul de la contrainte lors d'essais de traction avec sauts de vitesse

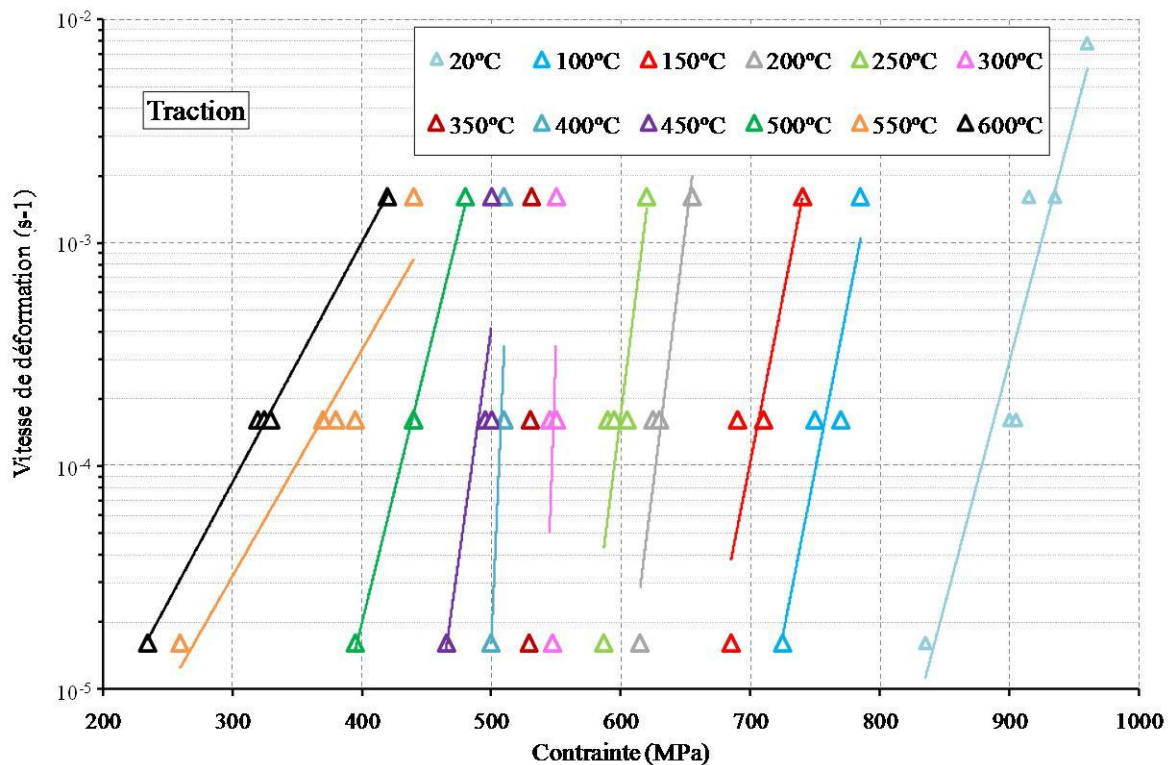


Figure IV.4 - Evolution de la vitesse de déformation en traction en fonction de la limite d'élasticité pour plusieurs températures

Les données issues des essais de fluage et de traction peuvent être placées sur un unique graphique présenté en Figure IV.5. Les pentes pour chaque température, aussi bien en fluage qu'en traction sont calculées et permettent de calculer le volume d'activation apparent reporté dans le Tableau IV.1 en b^3 . Leur évolution est représentée en fonction de la température dans la Figure IV.6.

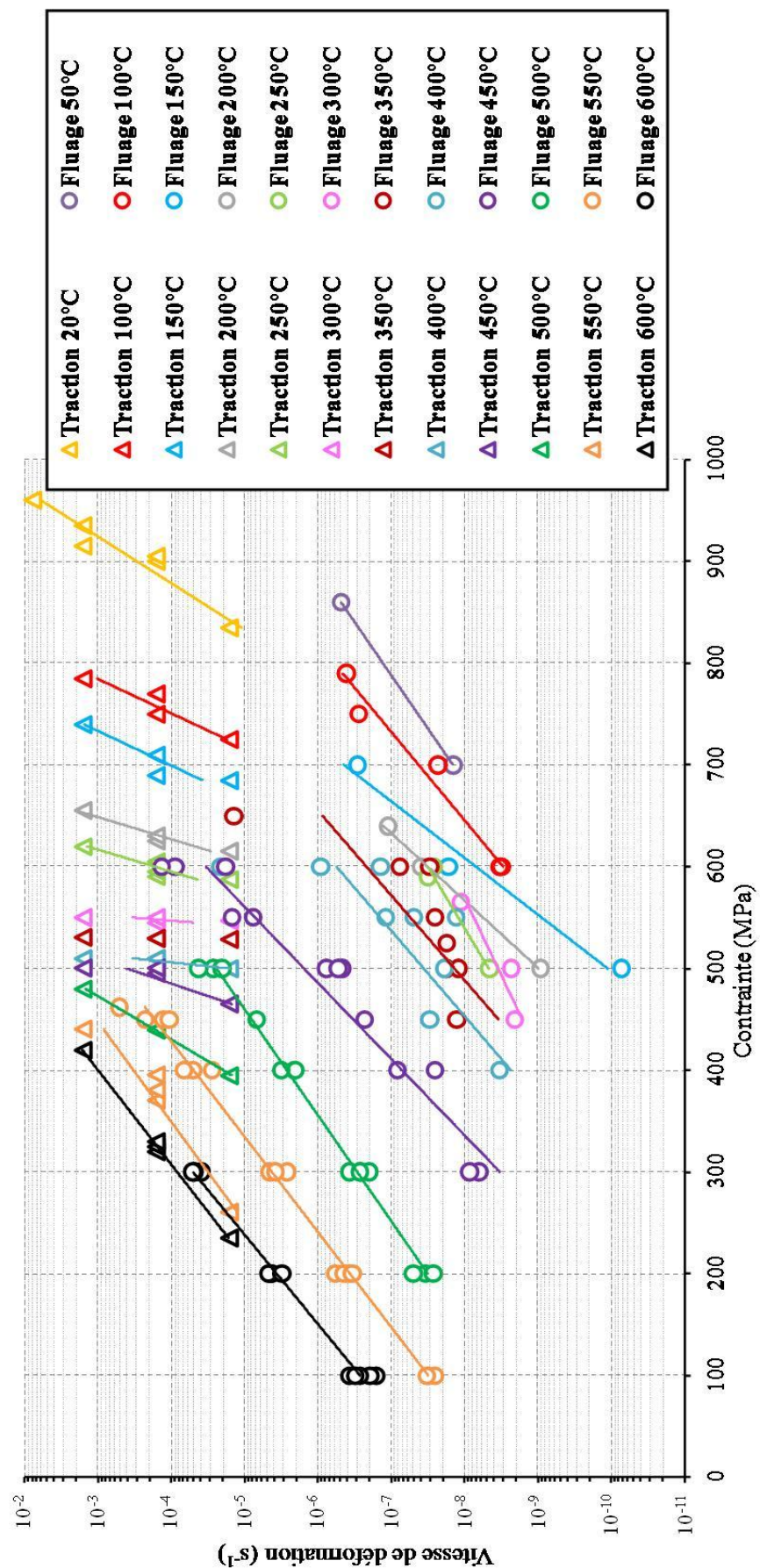


Figure IV.5 - Evolution de la vitesse de déformation en fonction de la contrainte d'écoulement pour plusieurs températures

Tableau IV.1 - Valeurs du volume d'activation apparent pour chaque température en traction et en fluage

T (°C)	20	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600
V (b³) Traction	8		14	15	27	30	117	762	110	36	22	10	12
V (b³) Fluage		4	5	9	19	5	5	9	10	12	9	11	12

L'évolution du volume d'activation apparent en traction augmente de 20°C à 300°C et diminue de 400°C à 600°C. Elle présente une divergence autour de 350°C coïncidant avec la sensibilité à la vitesse de déformation nulle voire négative de l'alliage. Le volume d'activation apparent mesuré en fluage est toujours inférieur, voire égal au volume d'activation apparent mesuré en traction. De 20°C à 200°C, le volume d'activation apparent en fluage augmente avec la température suivant l'évolution du volume d'activation apparent en traction. De 200°C à 300°C, le volume d'activation apparent en fluage diminue avec la température et marque un minimum autour de 300°C pour faiblement augmenter avec la température jusqu'à 600°C et retrouver des valeurs similaires à celles obtenues en traction à partir de 550°C. Le minimum rencontré à 300°C correspond au comportement étudié précédemment avec une résistance au fluage accrue autour de 300°C. La divergence du volume d'activation apparent pour les essais de traction est généralement significative d'un changement de mécanisme contrôlant la déformation. Dans le domaine des basses températures, l'évolution similaire et les valeurs comparables du volume d'activation apparent en traction et en fluage permettent de supposer que le même mécanisme de déformation intervient dans les deux cas.

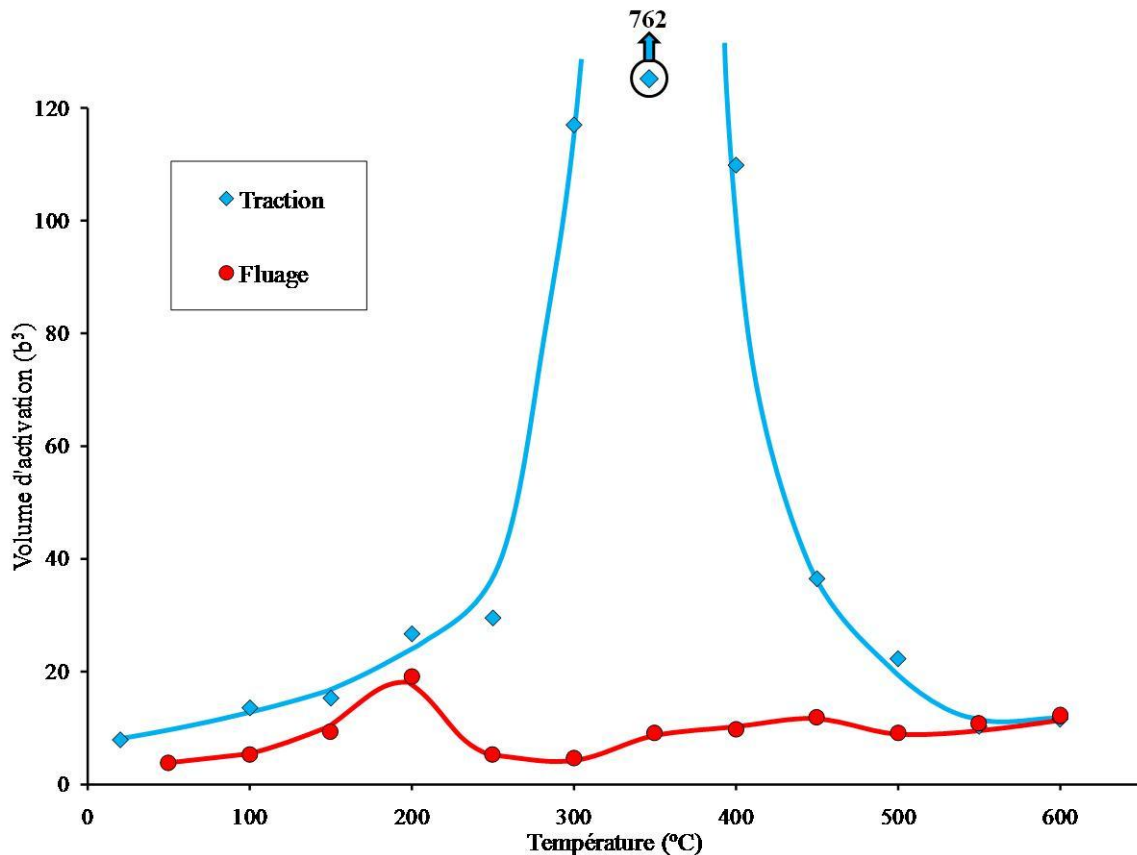


Figure IV.6 - Valeurs du volume d'activation apparent en fonction de la température et du type de sollicitation

IV.1.2 Sensibilité à la vitesse de déformation

La sensibilité à la vitesse de déformation peut être représentée par le volume d'activation apparent comme abordé précédemment. La sensibilité à la vitesse au cours des essais de traction a aussi été représentée au paragraphe III.2.1.5 précédent par le paramètre m . La Figure IV.7 reprend l'évolution de m en fonction de la température. Par souci de simplification les sauts de vitesse sont notés avec la vitesse haute du saut : les sauts de $\dot{\epsilon} = 1,6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ à $1,6 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ sont notés 10^{-3}s^{-1} et les sauts de $\dot{\epsilon} = 1,6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ à $1,6 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$ sont notés 10^{-4}s^{-1} sur la Figure IV.7. Comme il avait été remarqué ci-dessus l'évolution de m avec la température dépend de la vitesse elle-même, plus précisément lorsque la vitesse diminue la courbe représentant la variation de m en fonction de la température se décale vers les basses températures. Les températures frontières des domaines I, II et III définies au paragraphe III.2.1.5 dépendent donc de la vitesse. Une variation d'une décade de la valeur de la vitesse de déformation induit un décalage de 50°C des températures des domaines. En extrapolant cette relation pour les faibles vitesses de déformation, les évolutions du paramètre m en fonction de la température sont données par la Figure IV.7 pour différentes vitesses de sollicitation. L'évolution de la vitesse de déformation pour laquelle la sensibilité s'annule peut ainsi être suivie. Cette température est mesurée à 350°C pour une vitesse de 10^{-3}s^{-1} , 300°C pour 10^{-4}s^{-1} ; l'évolution des couples vitesse de déformation/température pour les vitesses plus faibles extrapolées est donnée dans le Tableau IV.2. c'est-à-dire que pour une vitesse de sollicitation de 10^{-4}s^{-1} , une diminution de la vitesse n'entraînera pas de modification de la contrainte d'écoulement à 300°C . La vitesse de déformation à partir de laquelle l'alliage n'est plus sensible à la vitesse de déformation est ainsi obtenue et reprise dans le Tableau IV.2 pour chaque température du domaine des basses températures.

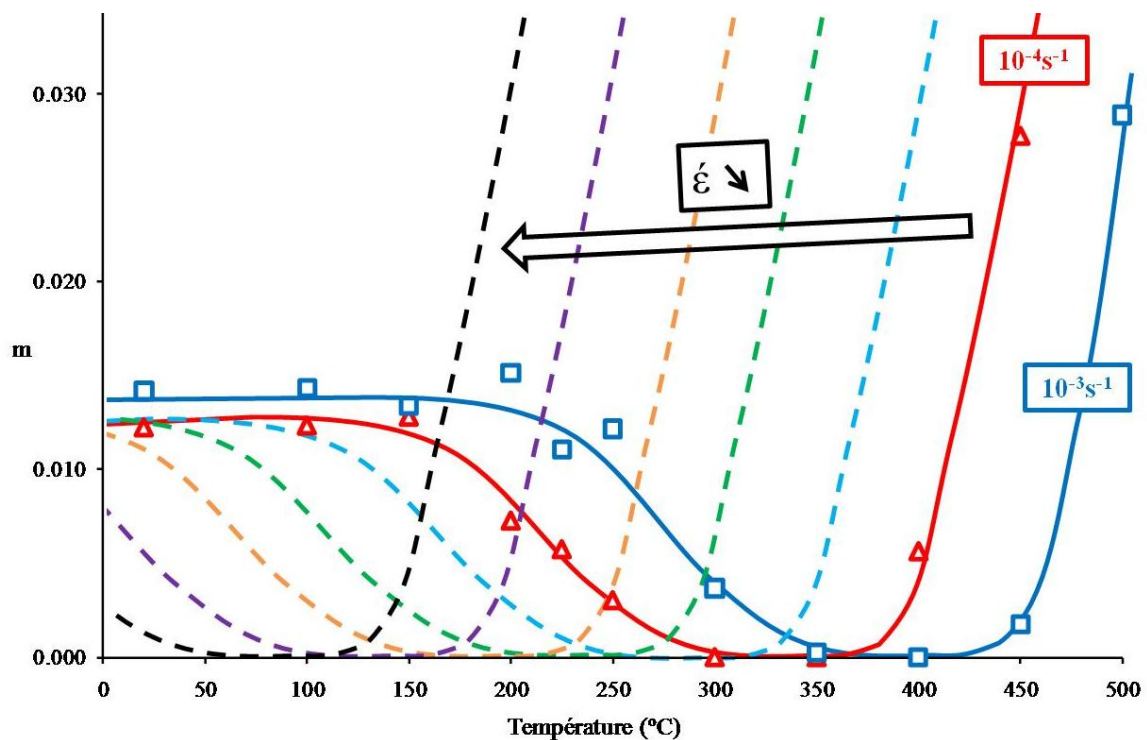


Figure IV.7 - Evolution du paramètre de sensibilité à la vitesse en fonction de la température et de la vitesse de déformation

Tableau IV.2 – Valeur de la vitesse de déformation à partir de laquelle la sensibilité à la vitesse est nulle

T (°C)	20	50	100	150	200	250	300	350
$\dot{\epsilon}_{\text{limite}}$ (s ⁻¹)	5x10 ⁻⁹	10 ⁻⁹	10 ⁻⁸	10 ⁻⁷	10 ⁻⁶	10 ⁻⁵	10 ⁻⁴	10 ⁻³

Les valeurs de sensibilités à la vitesse de déformation extrapolées peuvent être corrélées avec des mesures expérimentales réalisées par Jousset [Jousset, 2008] à 20°C, 150°C et 300°C pour un alliage de titane de composition chimique proche de celle du TA6V, le Ti-6242 avec une microstructure lamellaire. Ces résultats mesurés à 20°C sont repris dans la Figure IV.8. Une transition est constatée autour d'une vitesse de déformation critique $\dot{\epsilon}_{\text{critique}} = 10^{-9}\text{s}^{-1}$. Pour une vitesse inférieure, la pente est verticale ce qui tend vers un volume d'activation apparent infini (eq. IV.4). L'expression de la sensibilité à la vitesse de déformation m définie selon l'équation eq. IV.5 peut s'écrire suivant l'équation eq. IV.6. Ainsi, pour ce domaine de vitesse où la contrainte est constante, un volume d'activation apparent infini implique un paramètre m nul. Pour une vitesse supérieure, la pente est constante jusqu'à une vitesse de $4 \times 10^{-5}\text{s}^{-1}$. Le calcul de la pente donne un volume d'activation apparent de 16 b^3 . La déformation a donc lieu dans ce domaine de vitesse de déformation à volume d'activation apparent constant. L'extrapolation des valeurs de m (Tableau IV.2) donne une annulation de la sensibilité pour une valeur de vitesse de déformation de 10^{-9}s^{-1} . Il est aussi intéressant de remarquer que ce comportement ne dépend pas du niveau de déformation plastique, comme remarqué précédemment dans le paragraphe III.2.1.5. Les mêmes mesures réalisées par Jousset à 150°C montrent une transition similaire pour une vitesse de déformation de 10^{-7}s^{-1} . A 300°C, les mesures de Jousset donnent une sensibilité à la vitesse de déformation nulle de 10^{-9}s^{-1} à 10^{-5}s^{-1} . Ces données expérimentales corroborent bien l'extrapolation réalisée pour les basses températures. Il est à noter que l'extrapolation des courbes conduit aussi à translater le domaine des hautes températures (augmentation exponentielle de la SRS) vers les basses températures. Aucun essai mené au cours des travaux de thèse ne permet de confirmer l'existence de ce domaine à plus basse température pour de faibles vitesses de déformation. L'extrapolation de ce domaine est donc plus discutable et n'est pas exploitée.

$$V_a = k \times T \times \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \quad \text{eq. IV.4}$$

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad \text{eq. IV.5}$$

$$m = \frac{1}{\sigma} \times \frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \frac{1}{\sigma} \times \frac{k \times T}{V_a} \quad \text{eq. IV.6}$$

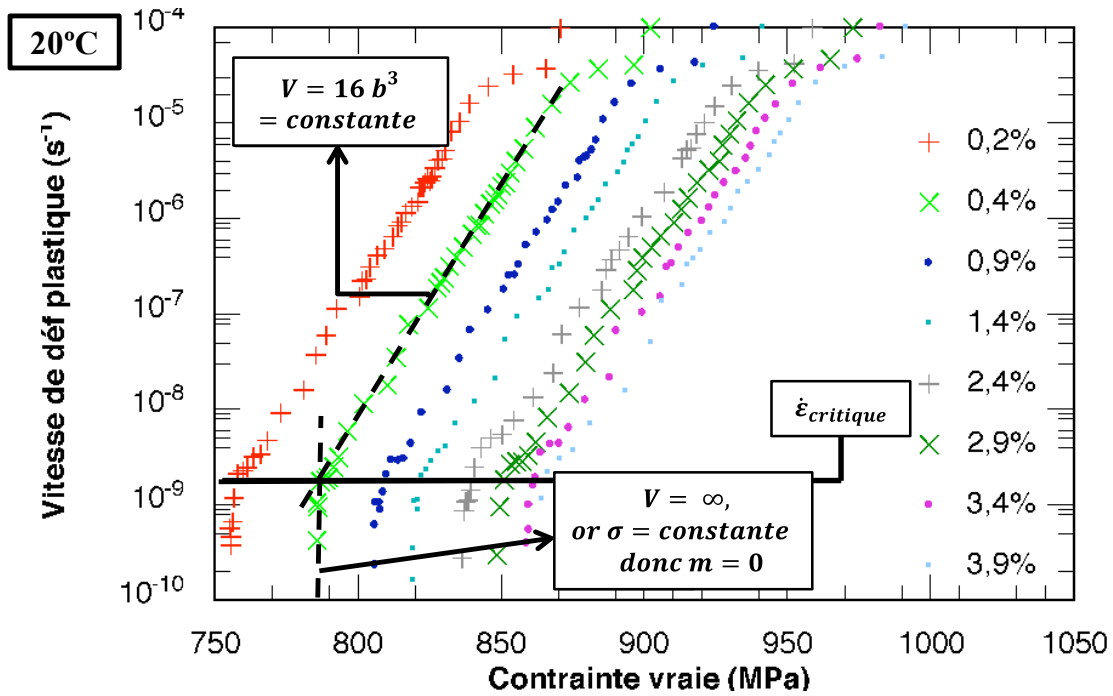


Figure IV.8 - Evolution de la vitesse de déformation plastique à 20°C en fonction de la contrainte pour différents niveaux de déformation plastique [Jousset, 2008]

En admettant l'extrapolation aux basses températures de la sensibilité à la vitesse pour les plus faibles vitesses de déformation, l'expression du paramètre m (eq. IV.7) permet d'obtenir une relation entre la contrainte d'écoulement et la vitesse de déformation eq. IV.8.

$$m = \frac{d\sigma}{d\dot{\epsilon}} \times \frac{\dot{\epsilon}}{\sigma} \quad \text{eq. IV.7}$$

$$\text{D'où } \frac{d\sigma}{\sigma} = m \times \frac{d\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}}$$

$$\text{Par intégration entre deux états : } \ln \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = m \times \ln \frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1}$$

$$\text{Finalement } \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \left(\frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \right)^m \quad \text{eq. IV.8}$$

Ainsi, en utilisant l'équation eq. IV.8, en connaissant une courbe de traction monotone à une température donnée et en admettant que le taux d'écrouissage est indépendant de la vitesse de déformation il est possible de reconstruire les courbes de traction à la température considérée pour l'ensemble des vitesses de déformation. Par exemple, en se plaçant à 100°C, la Figure IV.9 donne l'évolution des valeurs du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la vitesse de déformation, déduite de l'extrapolation des données expérimentales à 10^{-4}s^{-1} et 10^{-3}s^{-1} . En utilisant ces valeurs et l'équation eq. IV.8, les courbes de traction pour différentes vitesses de déformation peuvent être tracées depuis l'essai de traction monotone connu pour une vitesse de 10^{-4}s^{-1} . De cette manière les courbes de traction pour des vitesses de déformation imposée allant de 10^{-3}s^{-1} à 10^{-9}s^{-1} sont tracées sur la Figure IV.10 pour tous les ordres de grandeur de la vitesse de déformation. La SRS étant nulle à partir de 10^{-8}s^{-1} les courbes de traction pour des vitesses de déformation imposées inférieures sont superposées à l'essai réalisé à 10^{-8}s^{-1} . Les courbes de traction sont tracées en déformation plastique définie selon l'équation eq. IV.9.

$$\epsilon_{\text{plastique}} = \epsilon_{\text{totale}} - \frac{\sigma}{E} \quad \text{eq. IV.9}$$

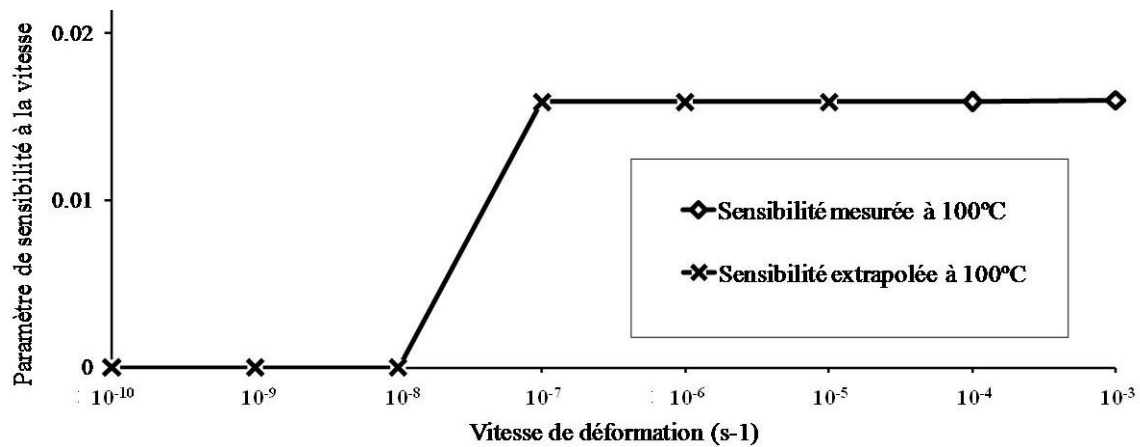


Figure IV.9 - Evolution du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation à 100°C

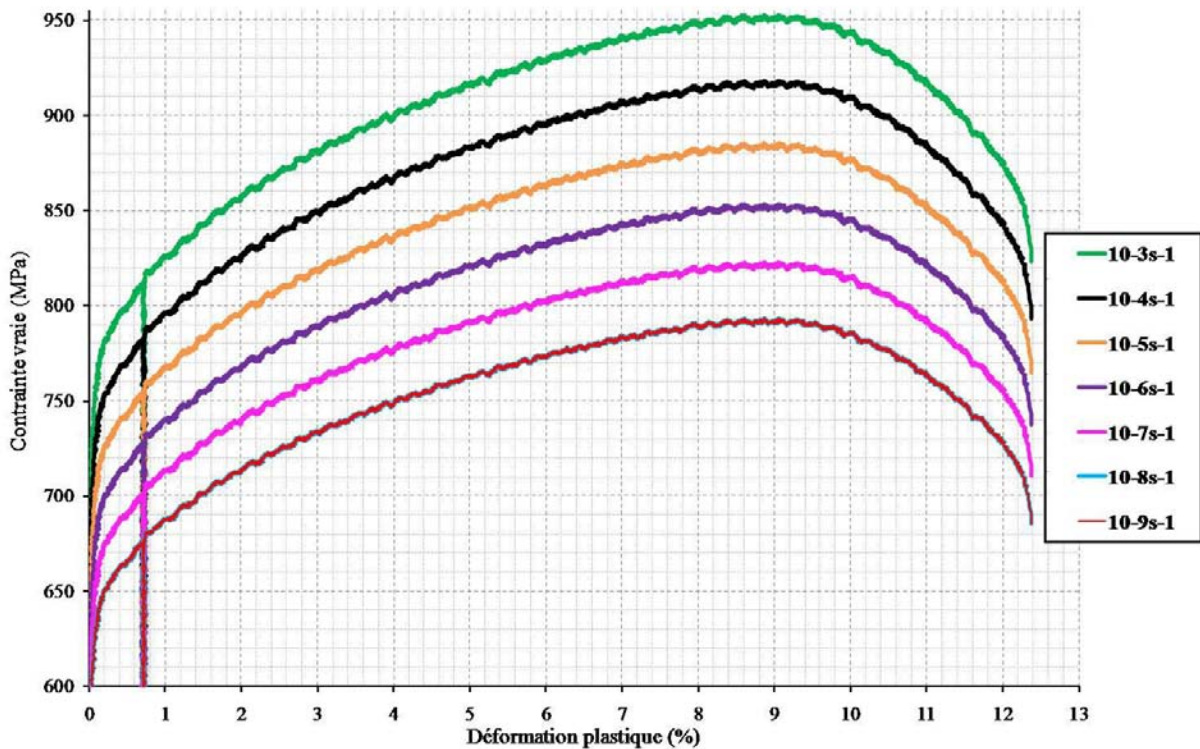


Figure IV.10 - Extrapolation des courbes de traction à 100°C pour différentes vitesses de déformation grâce à la sensibilité à la vitesse de déformation

Il est possible d'extraire de ces courbes de traction extrapolées les limites d'élasticité et la résistance maximale à la traction aux différentes vitesses de déformation. Ces données sont présentées dans le Tableau IV.3, ainsi que le paramètre r' défini comme le rapport de la limite d'élasticité à la vitesse de déformation considérée sur la limite d'élasticité obtenue expérimentalement pour une vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1} . La SRS nulle à partir de 10^{-8} s^{-1} donne une limite d'élasticité constante ($\sigma_{0,2\% \text{ mini}} = 648 \text{ MPa}$) pour les vitesses de déformation inférieures ou égales à 10^{-8} s^{-1} . Ainsi, il n'existe aucune vitesse de déformation pour laquelle une contrainte inférieure à 649 MPa plastifie le matériau. Pour la condition de température de 100°C, cette valeur de 648 MPa correspond à une valeur

de $r' = 0,86$. Cette valeur est en accord avec l'activation du fluage autour d'un rapport de chargement de 0,8 retenue précédemment comme la contrainte limite d'activation du fluage.

Tableau IV.3 - Données de traction à 100°C extrapolées pour de plus faibles vitesses de déformation

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	10 ⁻⁴	10 ⁻⁵	10 ⁻⁶	10 ⁻⁷	10 ⁻⁸	10 ⁻⁹
$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	750	723	697	672	648	648
σ_M (MPa)	918	885	853	823	793	793
r'	1,00	0,96	0,93	0,90	0,86	0,86

IV.1.3 Des essais de traction à différentes vitesses de déformation aux courbes de fluage

Les courbes de fluage réalisées à 100°C montrent l'apparition d'un stade de fluage primaire marqué pour des rapports de chargement $r \geq 0,95$ et l'absence de fluage primaire pour $r < 0,88$. Le rapport r' , calculé grâce à l'extrapolation des essais de traction, est compris entre ces deux bornes. La limite d'élasticité minimale obtenue en diminuant la vitesse de déformation semble s'apparenter à une contrainte seuil d'activation du fluage primaire, voire du fluage. En suivant cette logique de lien entre le comportement en fluage et en traction à basses températures, le but est de faire coïncider un essai de fluage avec les données de traction. En considérant l'évolution de la vitesse de déformation de l'essai de fluage G415 réalisé à 100°C sous 790MPa en fonction de la déformation, la Figure IV.11 est obtenue. Le graphique montre une vitesse de déformation initiale de $4 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$. La déformation est initialisée à zéro au moment où la charge est appliquée. Il n'y a pas de fluage secondaire, la vitesse diminue continuellement jusqu'à un minimum à 6% de déformation et ensuite augmente jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Le dernier point mesuré donne une déformation de 10,4% pour une vitesse de déformation de $6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$, mais la déformation mesurée sur l'éprouvette après essai donne un allongement à rupture de 14,4%. Ainsi, la vitesse de déformation au moment de la rupture n'est pas précisément connue. La mise en charge n'est pas indiquée sur le graphique mais elle correspond à une vitesse de déformation de $4 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$ lors de l'établissement des 790MPa. La mise en charge peut être assimilée à une traction jusqu'à 790MPa avec une vitesse de déformation imposée de $4 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$. La Figure IV.12 reprend le faisceau de courbes de traction générées à 100°C superposé au chemin de chargement à une telle vitesse. La déformation initiale due au chargement est donc de 1,4%. La contrainte est maintenue à 790MPa, l'essai de fluage correspond donc à une droite horizontale comme indiqué sur la Figure IV.12. Compte tenu de l'écrouissage du matériau, pour une contrainte fixée la poursuite de la déformation plastique ne peut être possible que si la contrainte d'écoulement décroît ce qui correspond à une diminution de la vitesse de déformation. La vitesse de déformation diminue ainsi jusqu'à atteindre la vitesse de déformation pour laquelle la contrainte imposée correspond à la résistance maximale à la traction de l'alliage. Au-delà de ce point, un phénomène de striction apparaît et la vitesse de déformation augmente à nouveau conduisant à la rupture de l'éprouvette. Ainsi, d'après les courbes de traction une valeur de σ_M de 790MPa correspondrait à une vitesse de déformation de l'ordre de 10^{-8}s^{-1} pour une déformation plastique totale de 8,7%, soit une déformation hors mise en charge de 7,3%. En revenant sur la Figure IV.11, une vitesse de déformation de 10^{-8}s^{-1} est obtenue à 6% de déformation plastique pour une contrainte imposée de 790MPa. En considérant la dispersion de

la matière entre les deux essais et l'approximation de l'hypothèse considérant le taux d'écrouissage indépendant de la vitesse de déformation, ces deux résultats sont en bonne adéquation et montrent la corrélation possible entre les essais de traction intégrant la sensibilité à la vitesse de déformation et les essais de fluage. Les deux essais peuvent être corrélés sur l'ensemble de la déformation. Les croix blanches reportées sur les deux figures (IV.11 et IV.12) reprennent la valeur de la déformation plastique en traction pour chaque ordre de grandeur de la vitesse de déformation traversée à 790MPa sur la Figure IV.12. L'existence d'une vitesse limite où l'alliage n'est plus sensible à la vitesse de déformation conduit à une contrainte limite en dessous de laquelle la rupture par fluage n'apparaît pas. Cette contrainte correspond au σ_M de l'alliage lorsque celui-ci n'est plus sensible à la vitesse de déformation ($SRS = 0$). Les courbes de fluage ne présentent plus qu'un unique stade primaire : fluage épuisement. Dans le domaine des basses températures et des températures intermédiaires, il existe une courbe de traction conduisant à la rupture pour une contrainte d'écoulement minimale. Cette courbe est telle que σ_M corresponde à un rapport de chargement de 0,9 marquant le comportement en fluage conduisant à la rupture et telle que $\sigma_{0,2\%}$ corresponde à un rapport de chargement de 0,8 correspondant à l'activation du fluage.

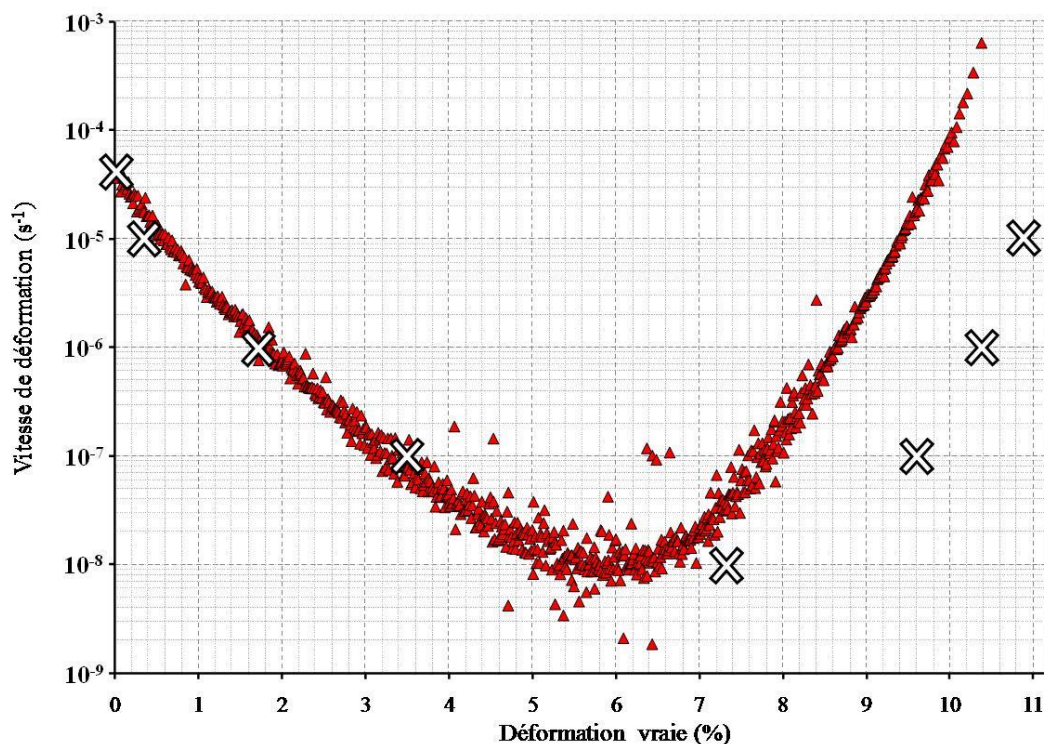


Figure IV.11 - Evolution de la vitesse de déformation en fonction de la déformation lors de l'essai de fluage G415 à 100°C sous 790MPa

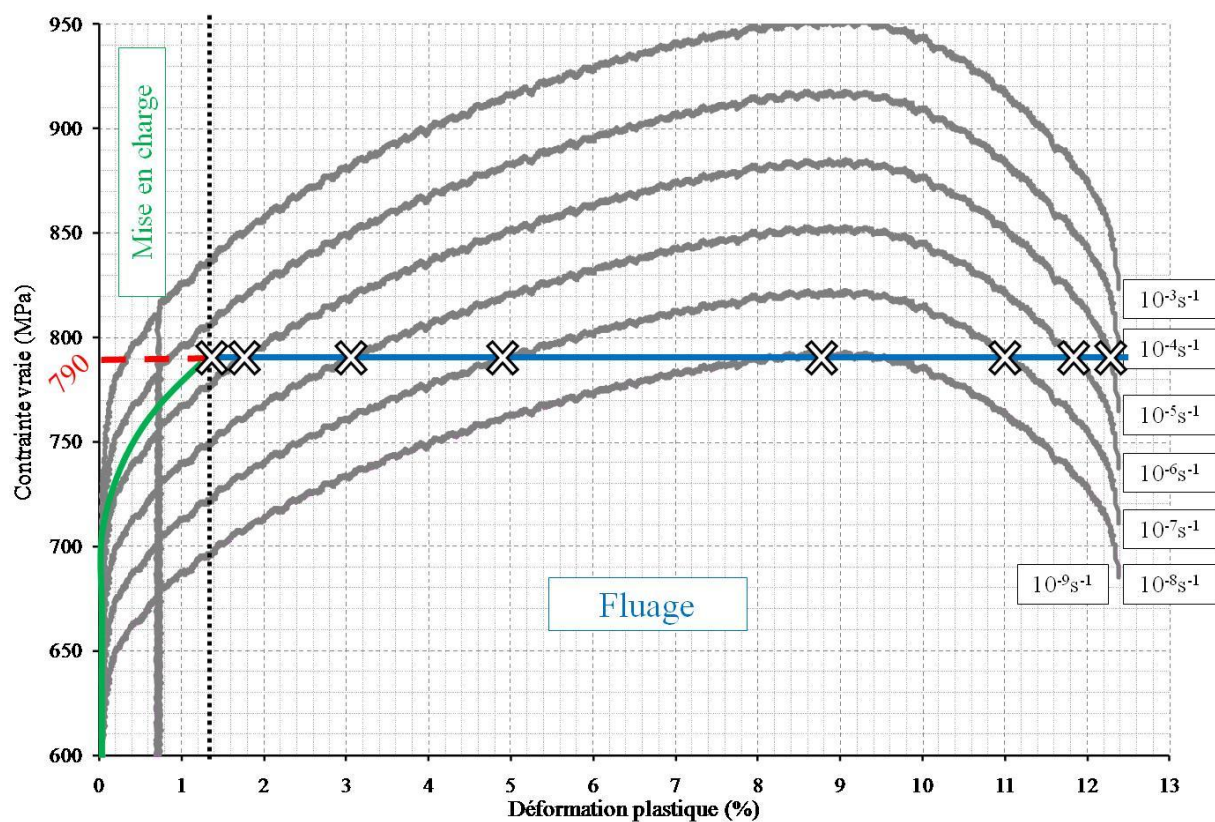


Figure IV.12 - Chemin de chargement d'un essai de fluage sur le faisceau de courbe de traction

Ainsi en représentant la contrainte d'écoulement en fonction de la déformation plastique et de la vitesse de déformation, il est possible d'obtenir une nappe 3D du comportement viscoplastique de l'alliage. Cette nappe est représentée en Figure IV.13 à 100°C. La contrainte diminue avec la diminution de la vitesse de déformation et reste constante à partir d'une vitesse de 10^{-8}s^{-1} . La contrainte atteint un maximum pour 8,6% de déformation plastique quelle que soit la vitesse de déformation. L'intérêt de cette représentation est de permettre de retrouver par une coupe selon un plan à vitesse de déformation constante l'essai de traction et par une coupe selon une contrainte constante un essai de fluage. En projetant les courbes d'intersection entre la nappe 3D et des plans à contrainte constante dans un diagramme donnant la vitesse de déformation en fonction de la déformation plastique, les courbes de fluage pour les différentes contraintes sont obtenues, comme le montre la Figure IV.14. Les courbes de 800MPa à 900MPa correspondent à des courbes de fluage composées d'un stade primaire et d'un stade tertiaire. Elles passent par un minimum de vitesse à 8,6% de déformation plastique correspondant au point d'inflexion entre le stade primaire et le stade secondaire et conduisent à la rupture de l'éprouvette. Ce point d'inflexion est plus ou moins constant dans le domaine des basses températures et des températures intermédiaires, ce qui est en accord avec ce qui est obtenu sur la Figure IV.14. Pour les courbes à 700MPa et 750MPa, seul un stade primaire est observé et les courbes ne conduisent pas à la rupture de l'éprouvette. C'est le fluage épuisement observé sur les courbes expérimentales de la Figure III.72. Dans le cas de cette nappe, les rapports de charge faisant la transition entre les deux types de fluage et l'activation du fluage lui-même sont respectivement proches de 0,9 et 0,8. Ces valeurs correspondent à ce qui est observé expérimentalement.

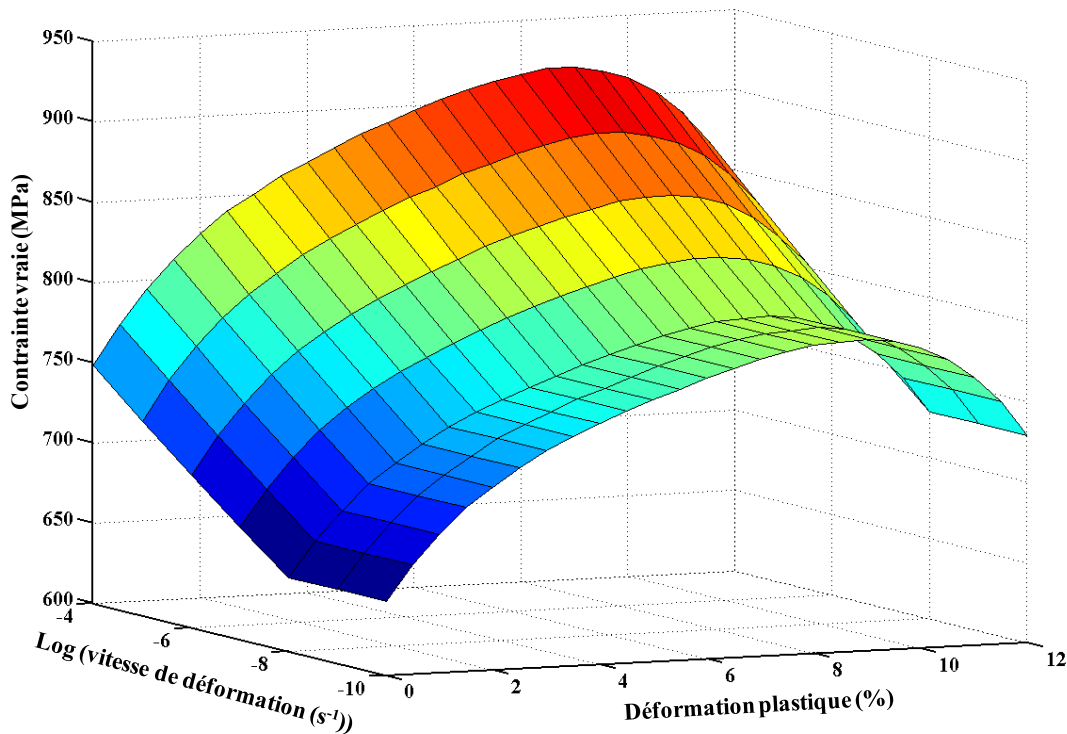


Figure IV.13 - Nappe 3D du comportement plastique en fonction de la vitesse de déformation à 100°C

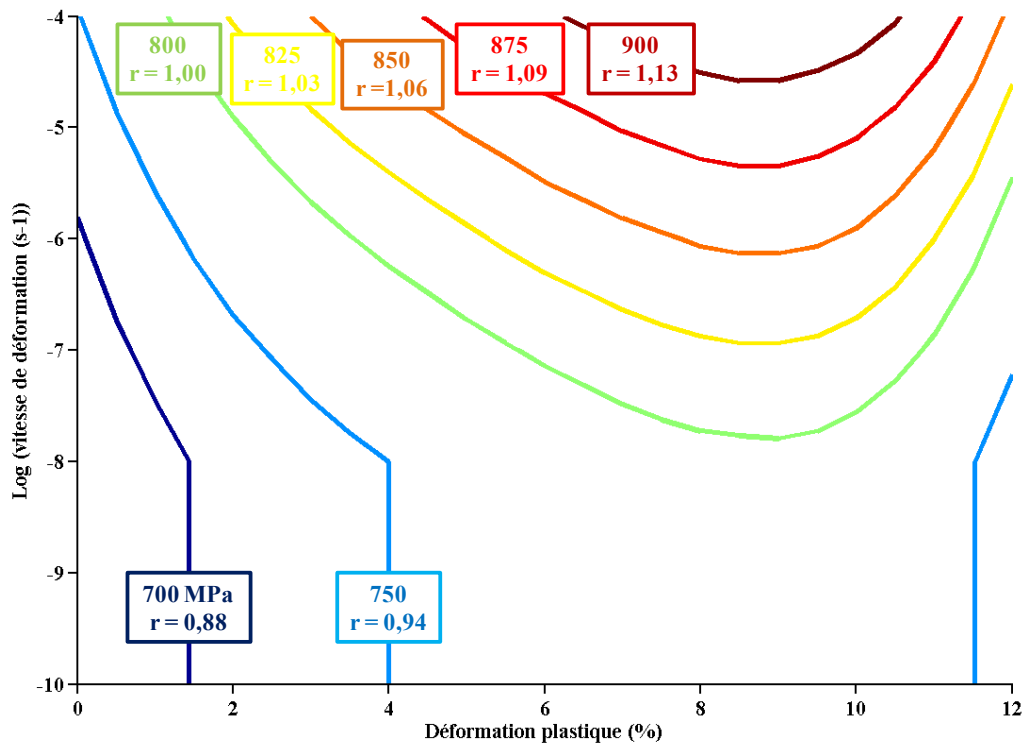


Figure IV.14 - Projection dans le diagramme déformation plastique/vitesse de déformation de l'intersection de la nappe 3D à 100°C avec des plans à contrainte constante

En se plaçant désormais dans le domaine des températures intermédiaires où la sensibilité à la vitesse de déformation est nulle dès 10^{-4} s^{-1} , c'est-à-dire pour une vitesse de déformation proche de la vitesse de chargement, la déformation se retrouve bloquée très rapidement. Cela correspond aux courbes de fluage observées expérimentalement dans ce domaine où le fluage est limité. Un rapport de chargement supérieur est nécessaire pour activer la déformation. Lorsque le fluage est activé le stade primaire est très rapide se terminant par une vitesse de déformation nulle. Le fluage est bloqué.

En s'intéressant toujours à la nappe 3D de viscoplasticité, la réalisation de coupes à déformation constante permet d'obtenir un diagramme donnant la contrainte en fonction de la vitesse de déformation. Un exemple de diagramme obtenu à 100°C pour une coupe à 0,5% et à 5% de déformation plastique est présenté en Figure IV.15. La courbe présentée en Figure I.29 et annoncée par Strudel en mode friction est obtenue [Strudel, 1979]. Le mode friction correspond bien au comportement contrôlant la déformation dans le domaine des basses températures et des températures intermédiaires. Dans le domaine des températures intermédiaires, la sensibilité à la vitesse de déformation est nulle ($\text{SRS} = 0$), donc la courbe est horizontale. Ainsi, $\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = 0$ ce qui correspond à un volume d'activation apparent ($V_a = k \times T \times \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma}$) infini dans le cas d'une déformation en traction. La divergence du volume d'activation apparent observée dans le domaine des températures intermédiaires est cohérente. Dans le cas du fluage, la pente de la courbe issue du diagramme contrainte – vitesse de déformation correspond à l'inverse de l'exposant n à la contrainte. n prend donc des valeurs infinies. Ceci est en accord avec les observations faites depuis les essais expérimentaux dans les domaines des basses températures et des températures intermédiaires où le calcul de l'exposant n n'est pas évident.

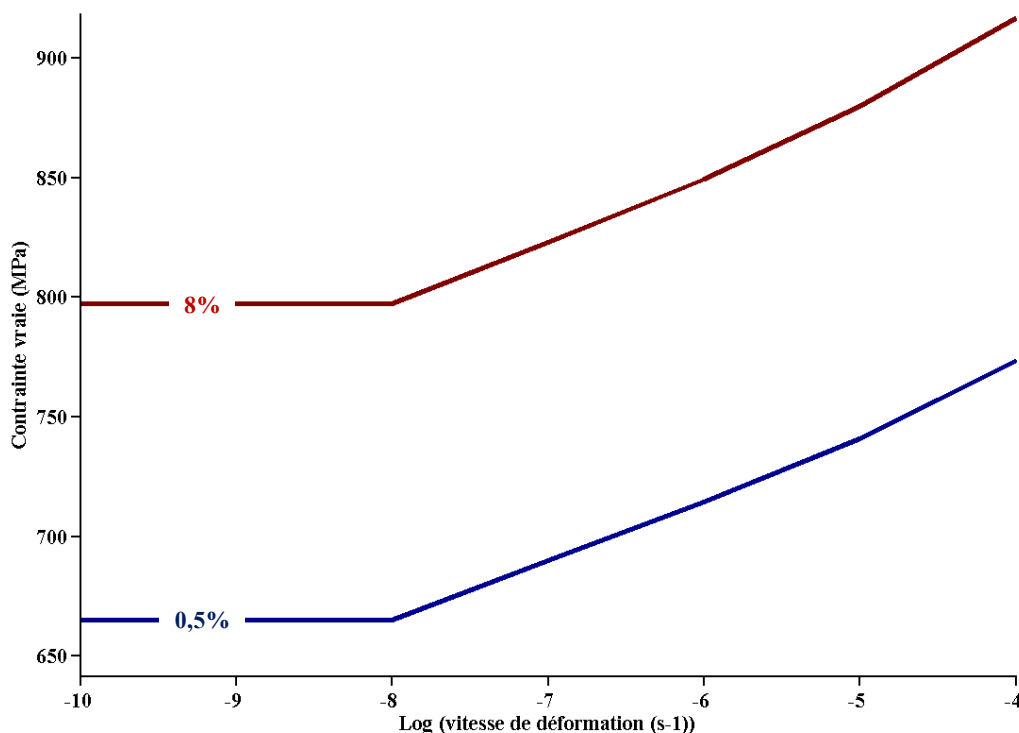


Figure IV.15 - Diagramme contrainte/vitesse de déformation issu de la nappe 3D de viscoplasticité pour deux niveaux de déformation plastique

La corrélation entre les essais de traction et les essais de fluage avait déjà été proposée par Odegard et al. pour le TA6V à température ambiante [Odegard, 1974]. En effet, Odegard met l'accent sur le fait que le fluage à basse température du TA6V n'est pas dû aux mêmes mécanismes que le fluage à haute température. Il relie ce fluage à une sensibilité marquée de l'alliage à la vitesse de déformation. Plus récemment, Neeraj et al. mettent en avant cette corrélation à température ambiante pour les alliages Ti-6Al et Ti-6242 [Neeraj, 2000]. La corrélation est présentée sur des résultats expérimentaux de fluage et de traction pour différentes vitesses de déformation. Les travaux de thèse montrent que l'utilisation de cette corrélation dans le cas du TA6V peut être étendue à l'ensemble du domaine des basses températures et aussi au domaine des températures intermédiaires et la corrélation peut être menée jusqu'à la rupture. Ainsi, avec une détermination précise de l'évolution du paramètre m en fonction de la vitesse de déformation et de la température, le comportement en fluage de l'alliage TA6V peut être déduit d'essais de traction réalisés à différentes vitesses de déformation de 20°C à 300°C. L'intérêt est de mener des campagnes de caractérisation viscoplastique en réalisant uniquement des essais de traction qui sont mieux maîtrisés expérimentalement que les essais de fluage. La durée des essais de fluage peut être anticipée puisque la vitesse de déformation est imposée et la déformation à rupture connue.

IV.1.4 Synthèse sur le comportement viscoplastique

L'interprétation des essais de fluage et de traction comme des méthodes de caractérisation de la viscoplasticité de l'alliage montre la corrélation possible entre les résultats expérimentaux obtenus selon les deux types d'essai aux températures basses et intermédiaires. L'adéquation entre le comportement en fluage et en traction peut être caractérisée par le volume d'activation apparent défini dans le paragraphe IV.1.1. Une interprétation globale de la viscoplasticité de l'alliage TA6V de 20°C à 600°C grâce au volume d'activation apparent permet de mettre en lien le comportement en fluage et en traction avec les phénomènes de vieillissement dynamique activés dans les alliages de titane. Cette interprétation est schématisée sur la Figure IV.16. A basse température ($< 200^{\circ}\text{C}$), le déplacement des dislocations est freiné par les obstacles et défauts du réseau cristallin. Ce mode de déformation est qualifié de friction, dans ce domaine de température les solutés très peu mobiles ne peuvent pas « suivre » les dislocations. La déformation engendrée par le mouvement d'une dislocation est possible lorsque l'énergie de la dislocation est assez élevée pour permettre de compenser cette énergie de friction. L'énergie est fournie thermiquement par la température et mécaniquement par la contrainte appliquée. Cette interprétation de la mobilité des dislocations suit le modèle de Peierls étendu avec des positions sessiles de basse énergie (vallée de Peierls) et des positions glissiles où l'énergie est suffisante pour franchir une ou plusieurs vallées de Peierls et déformer le matériau. Ce modèle correspond à ce qui est observé dans le cas du TA6V de 20°C à 200°C en traction, la contrainte d'écoulement nécessaire pour déformer l'alliage diminue avec l'augmentation de température.

Aux températures intermédiaires ($200^{\circ}\text{C} < T < 400^{\circ}\text{C}$), l'énergie thermique est suffisante pour activer la diffusion de certains éléments en solution solide. Ces solutés migrent vers les dislocations. L'interaction entre les dislocations et ces solutés augmente l'énergie nécessaire à la dislocation pour se déplacer, c'est le phénomène d'ancrage. Ainsi, l'augmentation de température dans ce domaine favorise davantage la diffusion des solutés et donc l'ancrage des dislocations. La contrainte d'écoulement ne diminue donc que très peu avec l'augmentation de température, voire reste constante. Ce n'est plus le franchissement des obstacles qui est activé thermiquement comme aux basses températures mais l'établissement des obstacles sous forme d'atmosphères de solutés. Ainsi, l'augmentation de température ou la diminution de la vitesse de déformation augmente la densification des atmosphères de soluté. D'un point de vue macroscopique cela se traduit par une sensibilité à la vitesse de déformation nulle en traction. En fluage la déformation est très rapidement bloquée car la contrainte d'écoulement ne diminue plus avec la vitesse de déformation. Il est à noter que les énergies d'activation dans ce domaine correspondent à l'énergie de diffusion de l'oxygène. Ceci laisse à supposer que ce sont les atomes d'oxygène qui ancrent les dislocations. Cependant, cette interprétation directe de l'énergie suppose que l'énergie rend compte d'un unique mécanisme de déformation activé. En réalité la déformation est sûrement une compétition de plusieurs mécanismes.

Pour les hautes températures ($> 400^{\circ}\text{C}$), l'énergie fournie thermiquement est suffisante pour permettre aux solutés de diffuser aussi vite que se déplacent les dislocations. Ainsi, il n'y a plus d'obstacle à franchir, les solutés sont entraînés par les dislocations. En traction cela se traduit par une contrainte d'écoulement qui diminue très rapidement avec la température. En fluage, la déformation est activée dès de faibles contraintes appliquées. Dans ce domaine c'est la diffusion qui contrôle le mécanisme de déformation. D'où le fluage diffusion observée précédemment dans le domaine des hautes températures. Les énergies d'activation mesurées supposeraient une diffusion activée du titane dans lui-même, facilitant le traînage des solutés.

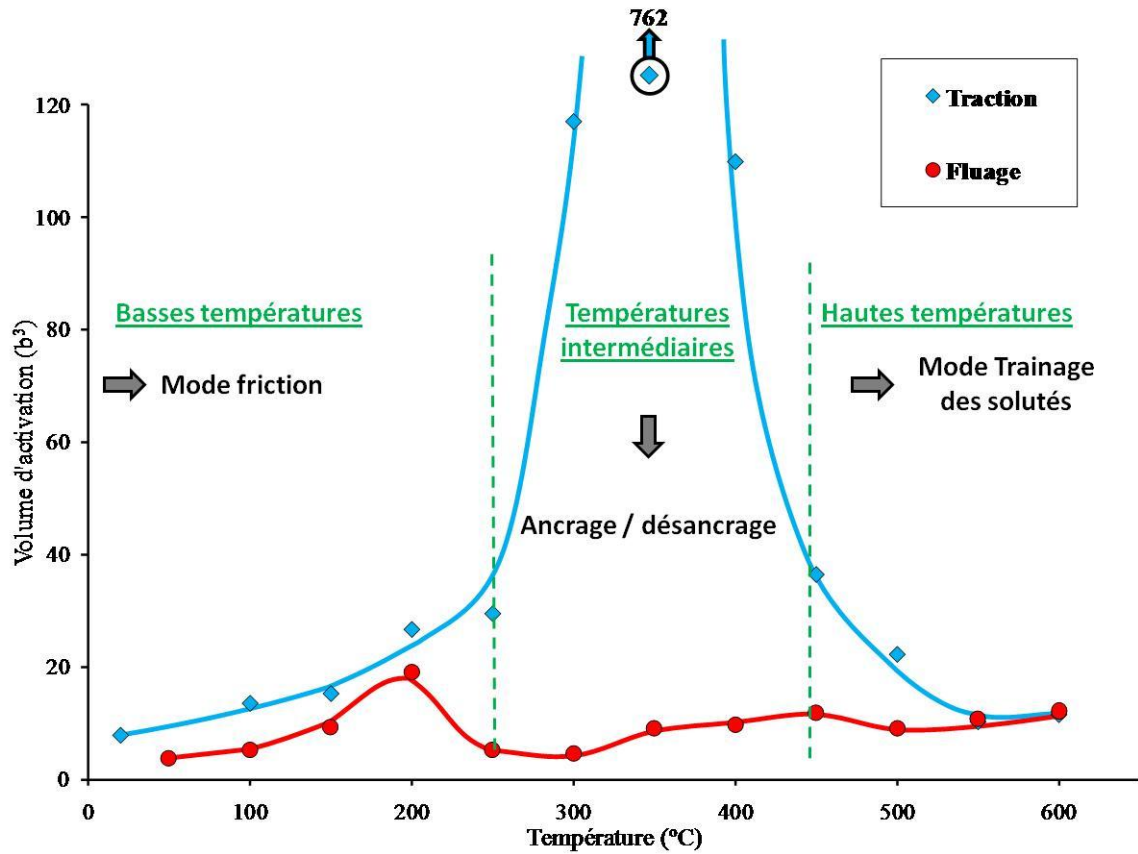


Figure IV.16 - Evolution des volumes d'activation apparent en fonction de la température

IV.2 Comportement du matériau au cours d'un essai thermomécanique : expérience et simulation

Cette partie correspond à la simulation par éléments finis du comportement viscoplastique du TA6V sous une sollicitation thermomécanique complexe. Seuls les résultats de la modélisation sont exposés. La création du modèle est explicitée dans un chapitre qui demeure confidentiel à l'heure actuelle [Surand, 2013]. Afin de présenter une partie des résultats obtenus, les résultats de simulation suivants seront normalisés par rapport à la durée totale de l'essai. De plus, les résultats de modélisation sur le compresseur ne sont pas présentés ici, seuls les résultats sur éprouvettes cylindriques sont exposés. Afin de tester le modèle, la mesure de la déformation d'une éprouvette expérimentale soumise à un cycle thermomécanique est comparée au calcul de la déformation d'une éprouvette numérique ayant subi le même cycle thermomécanique. Le cycle de chargement imposé qu'il soit thermique ou mécanique possède le même profil en fonction du temps, comme schématisé par la Figure IV.17. Le cycle peut être défini par onze segments, les segments 8, 9, 10 et 11 sont répétés 20 fois.

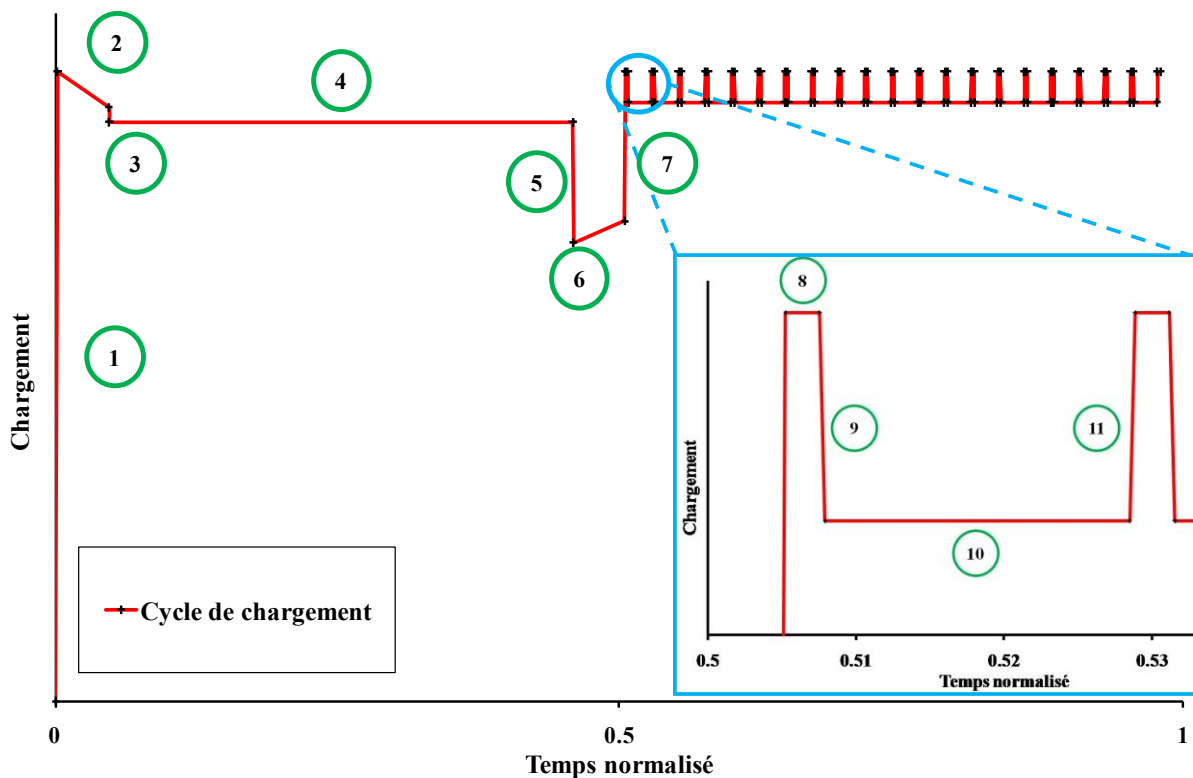


Figure IV.17 - Définition du cycle de chargement utilisé

L'essai réalisé consiste à appliquer à une éprouvette cylindrique un cycle thermomécanique en suivant pour la température et la force le profil de chargement défini précédemment. Le cycle mécanique est piloté par la force imposée grâce à la machine de traction et le cycle thermique par une consigne de température imposée en surface de l'éprouvette grâce à un four à lampes. La déformation engendrée sur l'éprouvette au cours du cycle ne dépasse pas les 2,5%, ces faibles déformations autorisent d'interpréter la force imposée comme une contrainte pour une section constante de l'éprouvette. La Figure IV.18 reprend les deux cycles thermique et mécanique imposés à l'éprouvette.

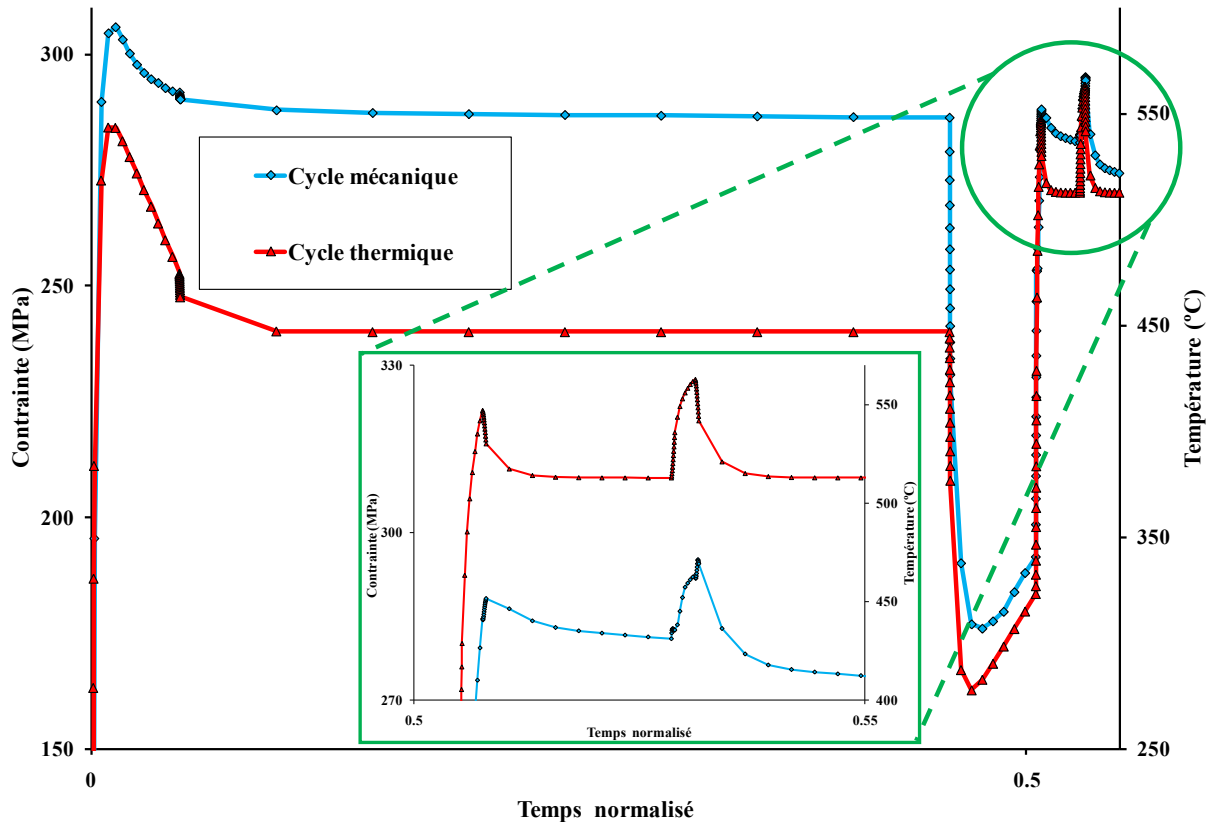


Figure IV.18 - Cycles thermique et mécanique appliqués à l'éprouvette

Pour vérifier la bonne réalisation du cycle thermomécanique pour le moyen d'essai, la contrainte imposée et celle mesurée sont tracées au cours de deux essais expérimentaux (G414 et G426) sur la Figure IV.19. La contrainte mesurée suit parfaitement les variations de la contrainte imposée. De la même manière, la température de consigne est superposée à la température mesurée sur l'éprouvette sur la Figure IV.20. La température mesurée correspond bien à la température imposée, un léger retard est à noter lors des chauffages très rapides (segment 1) et un retard plus conséquent lors de forts refroidissements comme mis en évidence lors du segment 5. L'analyse de ces deux graphiques montre les capacités de la machine d'essai à suivre les consignes imposées au niveau de l'éprouvette et donc valide la capacité du moyen d'essai à recréer sur éprouvette de manière synchronisée les cycles thermique et mécanique complexes.

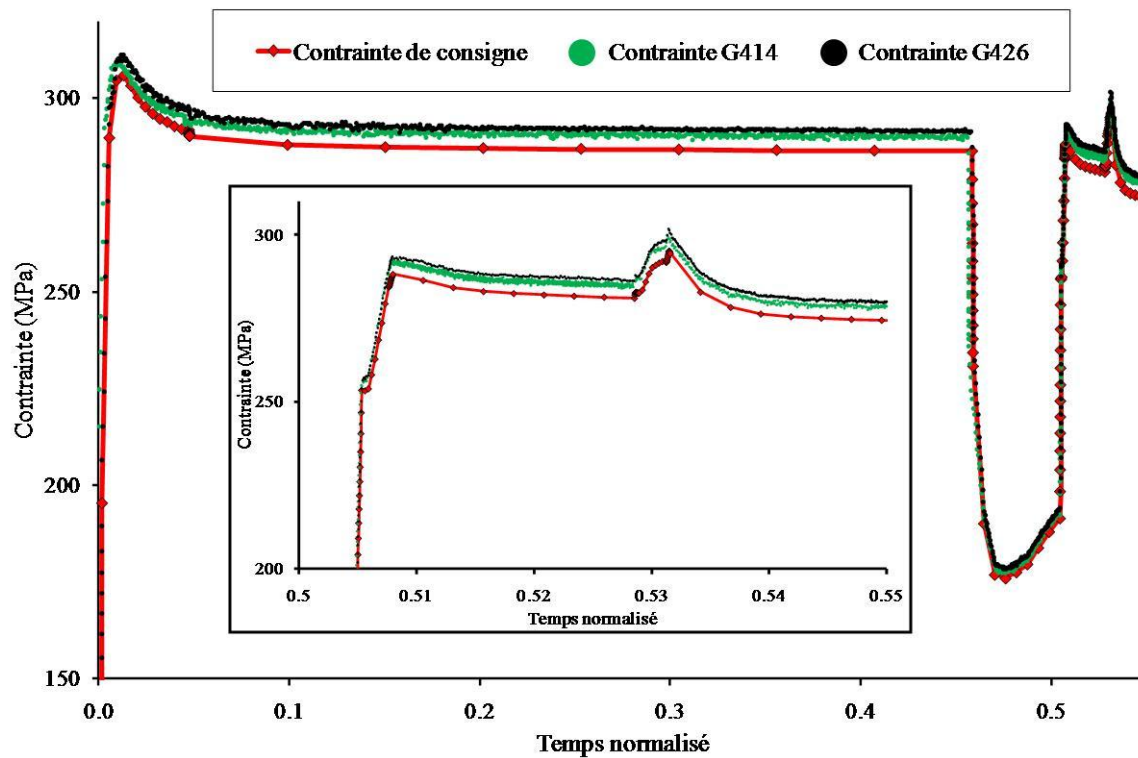


Figure IV.19 - Comparaison entre le profil de contraintes imposées et le profil de contraintes mesurées

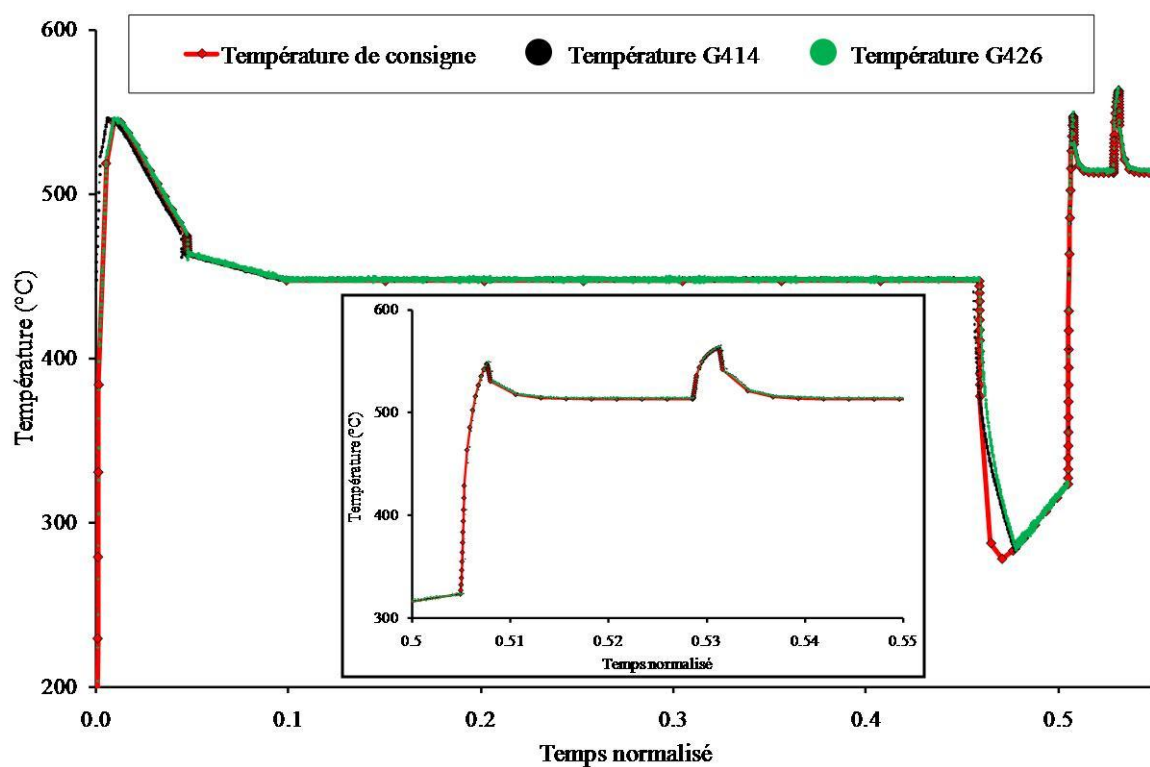


Figure IV.20 - Comparaison entre le profil de températures imposées et le profil de températures mesurées

L'éprouvette modélisée numériquement possède la même géométrie que l'éprouvette expérimentale. Elle est modélisée en deux dimensions axisymétriques pour moitié, comme représenté sur la Figure IV.21. La déformation entre les deux éprouvettes sera comparée en termes de déplacement, ainsi le déplacement de l'éprouvette numérique est calculé comme le double de la différence entre les déplacements des nœuds A et B, représentés sur la Figure IV.21. Une représentation du champ de contrainte dans l'éprouvette à un instant du cycle thermomécanique en montrée en Figure IV.22 et témoigne du bon comportement de l'éprouvette numérique créée : la contrainte est homogène dans la partie utile.

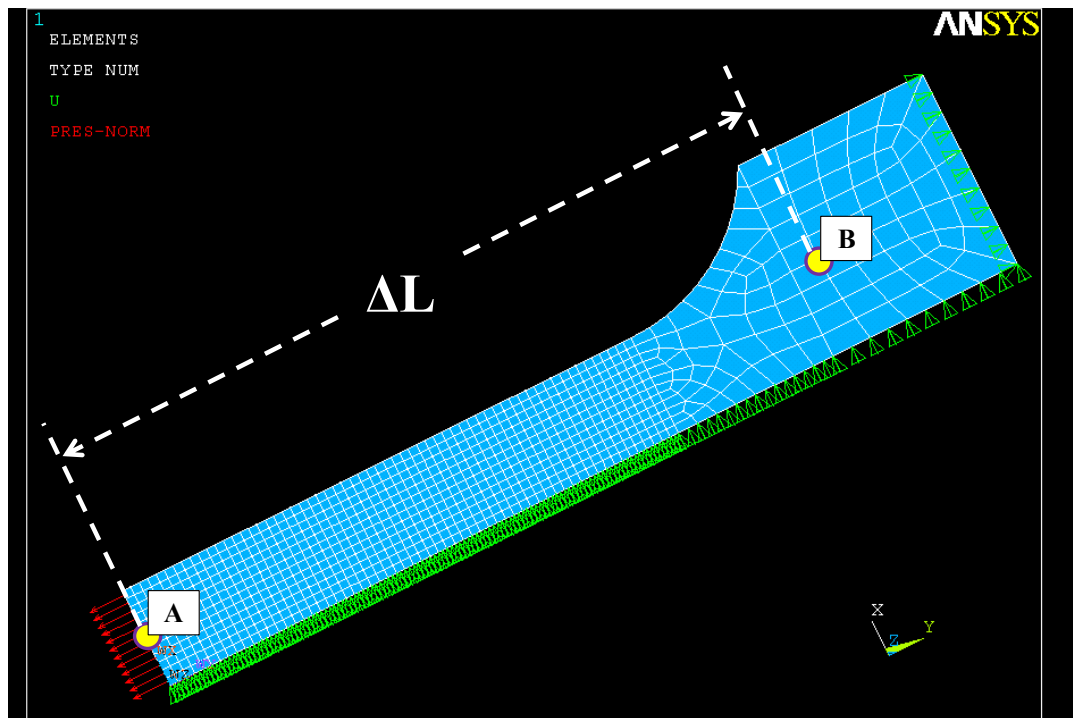


Figure IV.21 - Représentation de la modélisation de l'éprouvette avec ses conditions aux limites

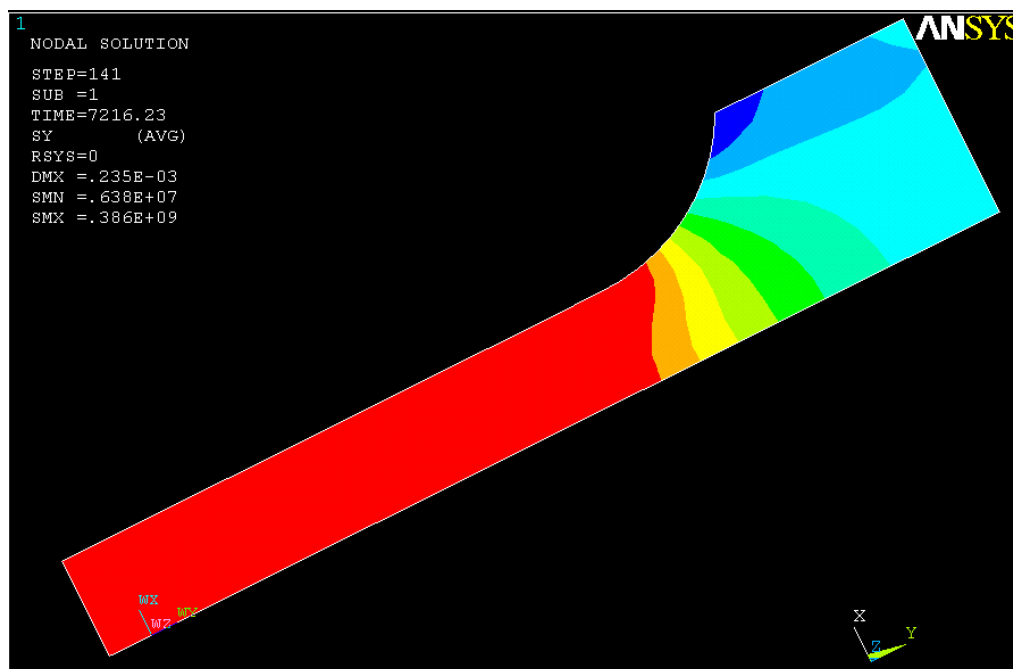
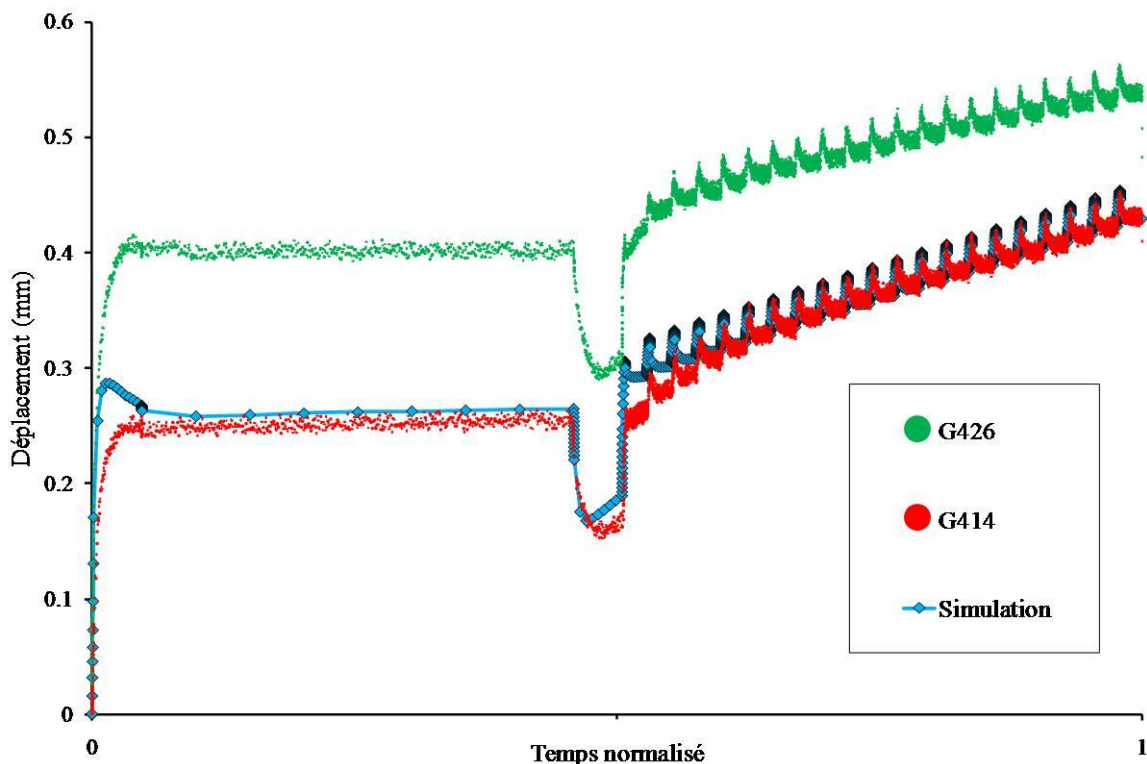


Figure IV.22 - Représentation du champ de contrainte dans l'éprouvette numérique

Les mesures de déplacement pour les deux essais expérimentaux au cours du temps et le calcul du déplacement sur l'éprouvette numérique sont exposées sur la Figure IV.23. Le déplacement mesuré en fin de cycle est de 0,54mm pour l'essai G426 et de 0,43mm pour l'essai G414. Les allures des deux profils de déplacement obtenus sont similaires et révèlent une bonne reproductibilité du protocole d'essai. Un écart d'environ 0,14mm sur l'ensemble du cycle est toutefois observable entre les deux essais. L'écart se produit donc dès le premier chargement (segment 1). Un tel écart peut paraître important, cependant il convient de noter que cet écart porte sur le déplacement et qu'aucun recalage de la déformation à zéro n'a été effectué. Plus que des variations matière, cet écart est plus probablement attribuable à une imprécision du calage des capteurs LVDT en début d'expérience. Les mesures expérimentales mettent en évidence du fluage lors des segments 1 et 2. Une faible déformation lors du segment 4 et une forte déformation en fluage lors du cyclage des créneaux. Un stade primaire sur les quatre premiers créneaux est observé suivi d'un stade secondaire où la vitesse de déformation est globalement constante. Les résultats obtenus lors de la simulation montrent une bonne corrélation avec les mesures expérimentales, particulièrement avec l'essai G414. En effet, les résultats obtenus en fin de cycle sont identiques. Par contre, l'écart entre l'essai G426 et la simulation est plus important, un écart de 0,11mm est calculé en fin de cycle (erreur de 24%). La simulation reproduit très bien l'ensemble du profil obtenu expérimentalement. Les seuls écarts visibles conduisant à l'écart final se situent lors du segment 2 et lors des premiers créneaux de cyclage. Ces deux moments du cycle correspondent à du fluage primaire. Ainsi, le modèle généré fournirait une déformation de fluage trop faible par rapport à celle mesurée expérimentalement.



Afin de mieux comprendre l'origine des déformations engendrées, la simulation numérique permet d'isoler les différentes sources de déformation thermique, élastique, plastique et visqueuse. Les évolutions des quatre déformations sont représentées sur la Figure IV.24 en fonction du temps. Le graphique montre que la principale source de déformation est visqueuse ($\approx 0,68\%$ en fin de cycle),

suivie des déformations thermiques ($\approx 0,48\%$ en fin de cycle), des déformations élastiques ($\approx 0,3\%$ en fin de cycle) et finalement plastiques ($\approx 0,05\%$ en fin de cycle). Les déformations thermiques suivent le profil de la température imposée au même titre les déformations élastiques sont corrélées au profil de contrainte imposée. Les onze segments définis lors du cycle de chargement se retrouvent lors des variations de ces deux types de déformation. Ces déformations sont réversibles. Les déformations plastiques ne sont activées que lors des chargements élevés, lors du segment 1 et lors du segment 7. La déformation plastique est irréversible et se cumule au fil du cycle lorsque la contrainte maximale est augmentée. Les déformations visqueuses issues du fluage sont elles aussi irréversibles et se cumulent au cours du cycle. Les déformations de fluage sont activées dès le segment 1. Lors des segments 1, 2 et 3 la vitesse de fluage diminue avec le temps pour devenir constante et faible lors du segment 4. Les segments 5 et 6 n'engendrent pas de fluage. Le fluage reprend dès les premiers créneaux du cycle. Deux vitesses de fluage sont observées correspondant aux deux niveaux de chargement lors du cyclage. Dans cette phase de cyclage, la simulation ne permet pas de reproduire le stade primaire de fluage comme mis en évidence lors des essais expérimentaux. Ainsi, l'écart entre les mesures expérimentales et les résultats de simulation, interprété comme une modélisation insuffisante de la déformation de fluage primaire, se confirme ici. L'amélioration du modèle viscoplastique créé passera donc par une amélioration de la modélisation du fluage primaire. Les vitesses de fluage du stade secondaire sont quand elles en bonne adéquation avec les mesures réalisées lors des essais.

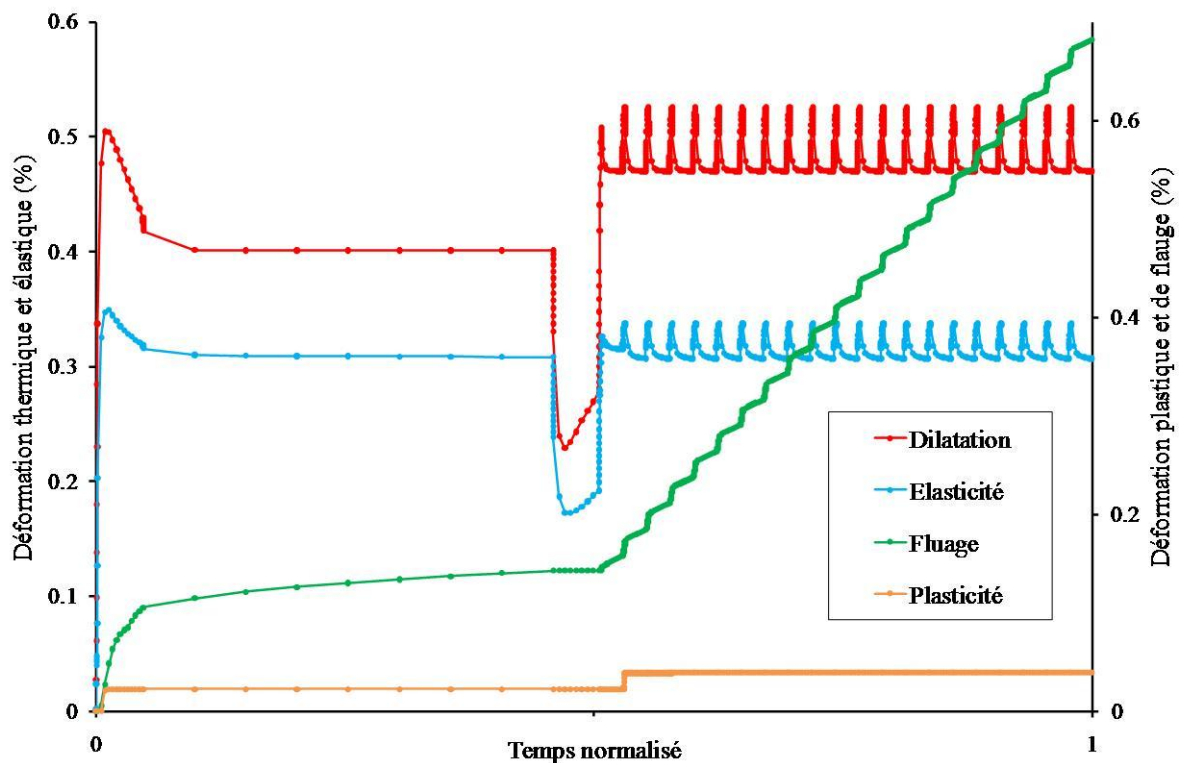


Figure IV.24 - Evolution des différentes sources de déformation lors du cycle thermomécanique

Cette étude met donc en évidence l'importance de la prise en compte du fluage du matériau. En effet, l'utilisation du modèle viscoplastique sur le compresseur montre un déplacement en bout de disque supérieur de plus de 25% par rapport à l'utilisation d'un modèle purement élastique. Un développement et une explication plus avancée de ce modèle numérique sont présentés dans un document séparé [Surand, 2013].

Conclusions et perspectives

Les travaux présentés dans ce manuscrit s'inscrivent dans une démarche, développée au sein de Microturbo, qui consiste à choisir les matériaux « au juste besoin ». Dans un premier temps, cette approche innovante vise à identifier les conditions d'utilisation puis à caractériser le matériau au plus proche de ce fonctionnement (mécanique, thermique et durée de vie). Ce raisonnement implique une caractérisation du matériau au-delà de ses températures classiques d'utilisation, surtout pour des applications courte durée de vie. Plus particulièrement, l'étude présentée ici permet de discuter la potentialité d'utiliser le TA6V pour la fabrication d'un compresseur destiné à des applications de courte durée de vie à des niveaux de température non conventionnels ($> 400^{\circ}\text{C}$ et allant jusqu'à 600°C). L'absence de données sur le comportement mécanique de l'alliage à ces températures oriente les travaux vers une caractérisation de la microstructure et du comportement mécanique (en traction, en fluage) et au cours de cycles thermomécaniques complexes. Cette première étude sur la caractérisation de la microstructure montre que la matière présente des hétérogénéités de microstructure dues à son histoire thermomécanique : la microstructure en peau est plus fine que celle observée à cœur. Il existe aussi des hétérogénéités à l'échelle macroscopique telles que la texture et le fibrage. Toutefois, les résultats ont montré que ces hétérogénéités n'altèrent que modérément le comportement mécanique du TA6V. L'appréhension d'une utilisation jusqu'à 600°C nous amène à analyser l'effet de vieillissements thermomécaniques jusqu'à 600°C pendant 24 heures, sur la microstructure et les propriétés mécaniques. Les résultats permettent de conclure qu'il n'y a pas de diminution des propriétés mécaniques de l'alliage suite à ces vieillissements et que la microstructure n'est pas modifiée. Des modifications de microstructure sous forme de recristallisation n'ont pu être observées qu'après des essais de fluage de longue durée ($> 100\text{h}$) à 600°C . Les résultats ont aussi montré que ces mêmes vieillissements ne favorisent pas significativement la pénétration de l'oxygène dans le matériau. Ainsi, aucun abatement discriminatoire à l'utilisation de l'alliage n'a été mis en évidence.

Plus qu'une tenue en température de l'alliage, une résistance mécanique minimale est nécessaire. Le comportement mécanique en traction a donc été étudié de 20°C à 600°C . Les essais expérimentaux montrent que la résistance en traction du TA6V ne diminue pas linéairement avec la température. Il existe un domaine de température, de 200°C à 400°C , où les propriétés en traction évoluent très peu avec la température. L'existence de ce plateau permet de distinguer 3 domaines : un domaine des basses températures ($< 200^{\circ}\text{C}$), un domaine des températures intermédiaires ($200^{\circ}\text{C} < T < 400^{\circ}\text{C}$) et un domaine des hautes températures ($> 400^{\circ}\text{C}$). L'existence d'un domaine où la contrainte d'écoulement ne diminue pas avec la température est généralement reliée à l'activation de phénomènes de vieillissement dynamique (DSA – Dynamic Strain Ageing). Les phénomènes de DSA proviennent de fortes interactions entre les dislocations et les solutés du réseau cristallin. Afin d'appuyer l'existence du DSA, la sensibilité à la vitesse de déformation (SRS – Strain Rate Sensitivity) est analysée au travers d'essais de traction avec des sauts de vitesse de déformation imposée. Les résultats montrent trois types de comportement en fonction de la température. Dans le domaine des basses températures, la SRS est positive, indépendante de la température et relativement modérée. Dans le domaine des températures intermédiaires, elle diminue pour s'annuler, voire devenir négative. Dans le domaine des hautes températures, elle est de nouveau positive et augmente rapidement avec la température. La présence d'un domaine de SRS nulle, voire négative, ainsi que d'instabilités plastiques, sous forme de serrations sur les courbes de traction aux faibles vitesses de déformation,

pour le domaine des hautes températures et le domaine des températures intermédiaires, sont caractéristiques du DSA.

Pour prendre en compte le couplage mécanique et thermique que subi le matériau en service il est essentiel de caractériser le comportement en fluage du matériau. Plusieurs types de comportements en fluage sont observés en fonction de la température et du rapport de charge, défini par le ratio de la contrainte de fluage par rapport à la limite d'élasticité en traction à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 1,6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ imposée. De 20°C à 300°C, la résistance au fluage de l'alliage augmente avec la température pour atteindre un maximum autour de 300°C. Dans le domaine des basses températures (< 150°C), la courbe de fluage présente un stade primaire et un stade tertiaire pour des rapports de charge supérieurs à 0,9. Pour des rapports de chargement inférieurs à 0,9 la rupture n'est pas observée, la courbe présente un unique stade primaire tendant vers une vitesse de déformation nulle (fluage épuisement). Pour des rapports de chargement inférieurs à 0,8 aucune déformation de fluage n'est mesurée. Dans le domaine des températures de 200°C à 300°C, le fluage est particulièrement limité. Des niveaux de contrainte plus élevés sont nécessaires pour observer une déformation. Aucune rupture n'a pu être observée, les courbes de fluage ne présentent qu'un stade primaire tendant vers une vitesse nulle (fluage épuisement). Au-delà de 350°C, le fluage est plus facilement activé (même pour de faibles contraintes) et augmente rapidement avec la température. Les courbes de fluage présentent trois stades : primaire, secondaire et tertiaire. L'augmentation de température tend à diminuer le stade primaire pour augmenter le stade secondaire et tertiaire. La présence d'un stade secondaire identifiable dans le domaine des hautes températures permet le calcul de l'exposant à la contrainte (n) issu de l'équation de Norton : $\dot{\epsilon} = \sigma^n \times \exp(-\frac{Q}{RT})$. L'évolution de n en fonction de la contrainte montre l'existence de deux régimes selon le rapport de chargement. Si $r < 0,9$ les valeurs de n mesurées sont comprises entre 4 et 6 en accord avec les modèles basés sur des mécanismes contrôlés par la montée des dislocations. Pour $r > 0,9$ n prend des valeurs supérieures à 10, la loi puissance n'est plus valable, le régime est qualifié de « power law breakdown ». Les calculs d'énergies d'activation donnent des valeurs proches des valeurs mesurées pour l'énergie d'autodiffusion du titane. Le fluage aux hautes températures serait donc gouverné par la diffusion d'atomes et de lacunes permettant la montée des dislocations.

Globalement sur la plage 20°C – 600°C, le fluage du TA6V apparaît comme un phénomène qui n'est pas contrôlé par un unique mécanisme de déformation thermiquement activé. Afin d'apporter des informations supplémentaires sur les mécanismes contrôlant la déformation en traction et en fluage, la matière une fois déformée est analysée en microscopie électronique en transmission (MET). Ces analyses permettent de mettre en évidence du glissement majoritairement de vecteur de Burgers $\mathbf{b} = \langle a \rangle$ selon des plans prismatiques de 20°C à 600°C. Des mécanismes de déformation similaires sont observés en traction et en fluage à 20°C. La déformation est un glissement planaire des dislocations sous forme d'empilements. A 600°C, les mécanismes de déformation caractérisés sont différents selon que la déformation soit en traction ou en fluage. En traction, le glissement reste planaire alors qu'en fluage les dislocations prennent des formes plus complexes (boucles ouvertes) témoignant de mécanismes de déformation non planaire et du rôle déterminant de la montée des dislocations au cours de la déformation. Ces changements de mécanisme sont mis en évidence en interprétant l'évolution du volume d'activation apparent en fonction de la température. Le volume d'activation apparent en traction présente une divergence dans le domaine des températures intermédiaires caractéristique d'un changement de mécanisme de déformation. En fluage, l'évolution est identique pour les basses et hautes températures mais ne montre aucune divergence dans le domaine des températures intermédiaires. La superposition de ces évolutions avec le phénomène de DSA montre un mode de friction de 20°C à 200°C en fluage et traction. De 200°C à 450°C, le domaine des températures

intermédiaires rend compte des phénomènes d'ancrage et de désancrage des dislocations de leur atmosphère de soluté. C'est ce qui est observé pour le comportement en traction lors de la libération par à-coups de la plasticité, alors qu'en fluage la déformation est bloquée par l'ancrage des dislocations à leur atmosphère. Enfin, à hautes températures, le mode traînage contrôle la déformation, l'énergie thermique permet aux solutés de suivre le déplacement des dislocations exerçant une force de freinage sur celles-ci.

Dans le domaine des basses températures et le domaine des températures intermédiaires, les valeurs du volume d'activation apparent et les mécanismes de déformation observés dans le domaine des basses températures sont identiques pour le fluage et la traction. Cette observation permet d'analyser et d'interpréter les essais de fluage à partir des données de traction. L'extrapolation de l'étude de la SRS pour les faibles vitesses de déformation permet de générer les courbes de traction à de plus basses vitesses. Pour une température donnée, la représentation de ces courbes en trois dimensions (déformation plastique, vitesse de déformation et contrainte) donne une nappe 3D de viscoplasticité. La réalisation d'intersection de la nappe avec des plans à vitesse constante permet de retrouver les courbes de traction. Des coupes par des plans à contrainte constante permettent quant à elles de visualiser les courbes de fluage dans un graphique représentant la vitesse de déformation en fonction de la déformation. Ainsi, dans le domaine où la déformation est contrôlée par la friction, la connaissance du comportement en traction à différentes vitesses de déformation permet de générer le comportement en fluage du TA6V dans ce domaine jusqu'à rupture. Cette démarche permet ainsi de cerner les valeurs de contrainte engendrant différents types de comportement en fluage : fluage bloqué (pas de déformation), fluage épuisement (seulement un stade primaire où la vitesse de déformation diminue) et finalement un fluage conduisant à la rupture. Dans le domaine des hautes températures, les mécanismes de fluage intègrent des phénomènes de diffusion de plus en plus prépondérants avec l'augmentation de la température, différenciant le comportement en traction du comportement en fluage.

Le fonctionnement réel de la pièce met en œuvre un chargement thermomécanique complexe et non une charge à température constante. Ainsi, afin d'appréhender l'impact d'un cycle complexe, le chargement thermomécanique subi par le TA6V est simulé expérimentalement et numériquement sur éprouvette. La déformation de l'éprouvette à la suite de ces essais ne montre pas de fragilisation particulière de l'alliage. Ces essais permettent aussi de valider le modèle de comportement viscoplastique par éléments finis grâce aux données issues des campagnes de caractérisation mécanique. La corrélation des expériences avec les simulations montre une bonne modélisation du comportement viscoplastique. Toutefois, un écart est mis en évidence concernant la modélisation du fluage primaire. Cet écart traduit la difficulté rencontrée pour unifier les comportements à basse et haute température. Ceci explique les imprécisions du modèle (stade primaire du fluage basse température) et de son manque de robustesse (coefficients empiriques, extrapolations délicates). Néanmoins, ce modèle a permis d'initier la démarche pour comprendre comment la viscosité pouvait être intégrée dans le logiciel d'éléments finis. De plus, les résultats de simulation sur la pièce finale amènent des informations supplémentaires pour le dimensionnement et la compréhension du comportement de la structure. Ce modèle améliore donc les prédictions de la déformation que pourrait donner une simple modélisation purement élastique dans le cas de cycles de chargements thermomécaniques complexes.

Ce travail montre que l'utilisation courte durée de vie du TA6V pour un rouet compresseur nécessite une meilleure maîtrise et une plus grande précision dans la simulation du comportement (l'emploi des coefficients de sécurité tel qu'admis aujourd'hui n'est plus suffisant). Une première

étape consiste à prendre en compte la déformation plastique et le fluage dans le modèle de simulation de la pièce. La simulation est construite grâce à de nombreux essais expérimentaux en traction et en fluage dans un domaine de températures pour lequel ces données sont difficilement accessibles. Ces deux types d'essais, réalisés indépendamment, mettent en évidence le même mécanisme fondamental de mouvement des dislocations. Une telle approche de modélisation du comportement viscoplastique pourrait être transposée assez directement à d'autres alliages de titane ou d'autres alliages de structure hexagonale. Plus largement, la démarche de caractérisation par des essais représentatifs des conditions de fonctionnement et de modélisation pourrait être appliquée à tous types de matériaux pour répondre à une utilisation au « juste besoin ». Microturbo consacre d'ailleurs une partie de sa recherche en matériaux à cette démarche.

En perspective, la poursuite des travaux de thèse serait intéressante pour compléter la caractérisation des mécanismes de déformation dans le domaine des températures intermédiaires. Cela permettrait d'approfondir la caractérisation du DSA pour identifier les différents mécanismes de déformation activés entre le fluage et la traction. Il est important pour mener à terme la démarche consistant à prédire, à partir des essais de traction, le comportement en fluage, de valider l'extrapolation de la sensibilité à la vitesse de déformation de l'alliage pour de faibles vitesses. Cela permettrait de mettre au point un modèle mathématique capable de générer les courbes de fluage pour le domaine des basses températures. Pour tester entièrement les capacités du modèle de comportement viscoplastique créé, il est nécessaire de reboucler la modélisation du comportement de la pièce avec des mesures expérimentales sur pièce.

L'existence de différents comportements en fluage en fonction de la température complexifie la modélisation du comportement de l'alliage sur une grande plage de température. L'interprétation simultanée du fluage basse température avec le comportement en traction offre la possibilité de modéliser le comportement en fluage de l'alliage dans ce domaine en introduisant la sensibilité à la vitesse de déformation du comportement plastique. Ainsi, le comportement en fluage peut être modélisé en découplant les deux domaines (basses et hautes températures) : en introduisant la sensibilité à la vitesse de déformation dans la plasticité pour les basses températures et en conservant une loi de fluage secondaire pour les hautes températures. Il serait intéressant de mettre en place cette démarche au sein de la modélisation par éléments finis.

Annexes

Annexe 1.	Plan d'usinage des éprouvettes pour les essais mécaniques	185
Annexe 2.	Prélèvements des éprouvettes pour les essais mécaniques	187
Annexe 3.	Hétérogénéités des premiers étages	189
Annexe 4.	SRS en fonction des étages de prélèvement dans le galet	193
Annexe 5.	Dispersion des essais de fluage	195
Annexe 6.	Diagramme de Larson-Miller	197

Annexe 1. Plan d'usinage des éprouvettes pour les essais mécaniques

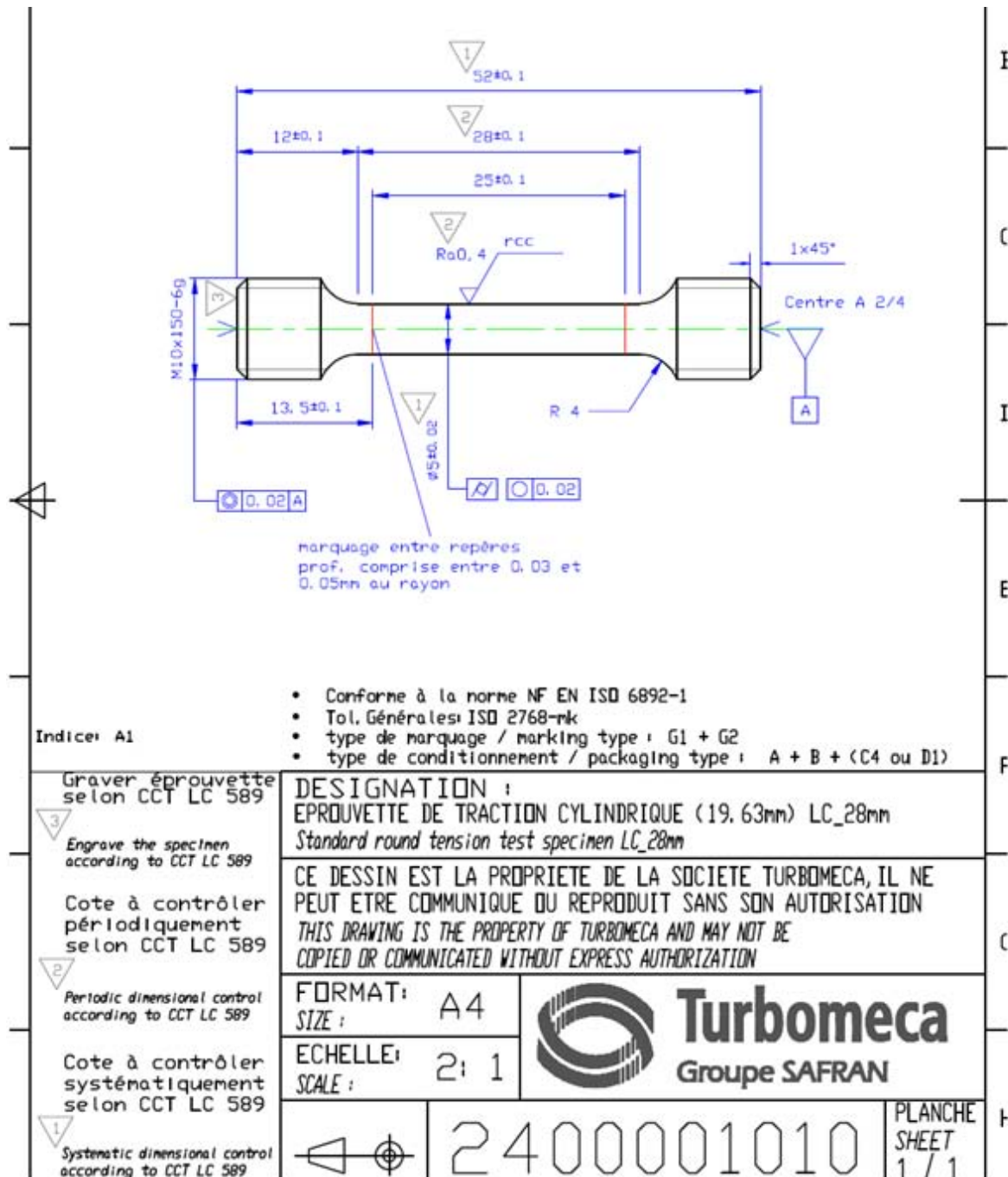
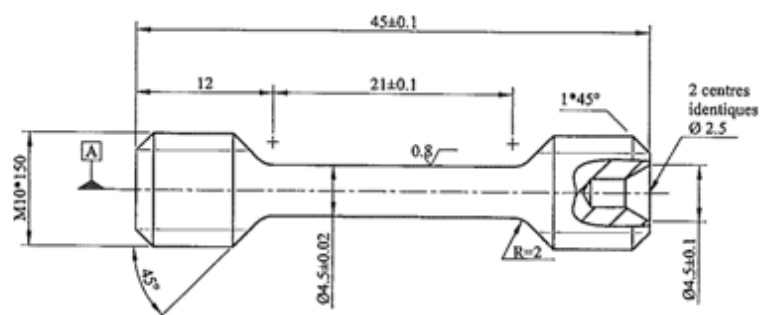


Figure A1. 1 - Plan des éprouvettes de traction



Tolérances Générales

	0.02
	0.01
	0.1
	0.03 A

Ech. 2/1

Conforme à Norme	NF A 03-355	Oui
Indice 2	02/02/2000	
Date création :	13/06/1989	

Ce document est la propriété TURBOMECA. Il ne peut être communiqué ou reproduit sans son autorisation ©

Figure A1. 2 - Plan des éprouvettes de fluage

Annexe 2. Prélèvements des éprouvettes pour les essais mécaniques

La dissection des galets et l'usinage des éprouvettes ont été réalisés par la société RIBERE. Les trois galets ont été découpés en tranches (nommées étages) sur leur hauteur, comme schématisé sur la Figure A2. 1. Ces tranches sont des plans radiaux du galet, perpendiculaires à la direction axiale (DA), axe de symétrie du galet. Elles sont numérotées de 1 à 5 depuis l'extrémité (haute ou basse) du galet vers le centre du galet. Ainsi les deux étages les plus éloignés de l'étage central seront nommés étages 1 et ainsi de suite jusqu'à l'étage central nommé étage 5. Cependant, pour ne pas générer de doublons dans les noms des éprouvettes une lettre est ajoutée permettant de connaître le galet de provenance, l'étage et le type d'éprouvette (fluage, traction ou entaillée). Le Tableau A2. 1 donne les correspondances en fonction de la lettre assignée. Au sein de chaque étage, le prélèvement des éprouvettes est schématisé par un cadre rouge sur la Figure A2. 2, la Figure A2. 3 et la Figure A2. 4. La Figure A2. 2 explicite le prélèvement pour les étages de plus petit diamètre (1, 2 et 3). Huit éprouvettes sont prélevées par étage. Pour les étages 4 de diamètre intermédiaire, vingt sept éprouvettes ont pu être prélevées par étage, comme schématisé sur la Figure A2. 3. Enfin, la Figure A2. 4 schématise le prélèvement des trente deux éprouvettes dans chaque étage 5 possédant le plus grand diamètre. Sur ces trois figures sont aussi notés les numéros des éprouvettes testées permettant de les différencier au sein d'un étage. Ainsi le nom d'une éprouvette sera composé de :

- la lettre correspondant à son galet d'origine, son type et son placement par rapport à l'étage 5
- le numéro de l'étage de prélèvement
- le numéro de l'emplacement de prélèvement dans l'étage

Par exemple une éprouvette de traction prélevée dans l'étage 1 du premier galet usiné à l'emplacement 01 sera nommée A101. L'éprouvette G413 est issue de l'emplacement 13 de l'étage 4 du troisième galet et c'est une éprouvette de fluage. Néanmoins tous les étages n'ont pas été usinés, le Tableau A2. 2 reprend les étages usinés par lettre en fonction du type d'éprouvette.

Tableau A2. 1 - Signification des lettres de la nomenclature des éprouvettes

Lettre	Galet	Type d'éprouvette
A	1	Fluage
B	1	Traction
C	2	Fluage
D	2	Fluage
E	2	Entaillées
F	3	Fluage
G	3	Fluage
H	2	Traction

Tableau A2. 2 - Classement des références des éprouvettes par types d'éprouvette

	Types d'éprouvette		
	Traction	Fluage	Traction entaillée
Références	B1XX B2XX B3XX B4XX B5XX H5XX	A1XX A2XX A3XX A4XX C4XX D4XX F4XX G4XX	E3XX

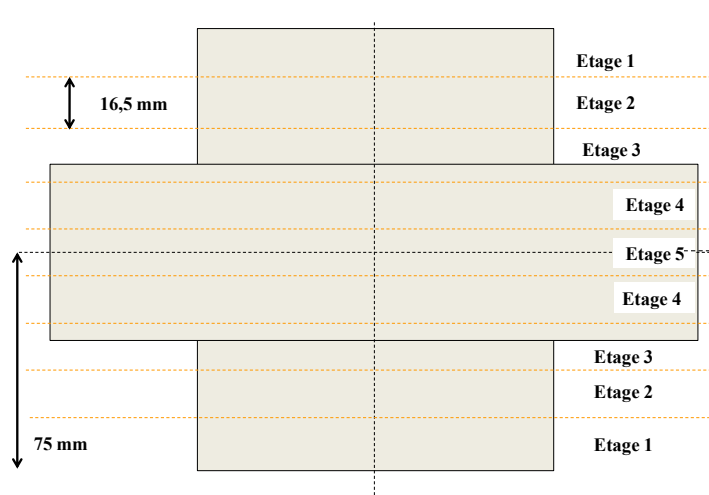


Figure A2. 1 - Schéma de prélèvement et de numérotation des étages du galet

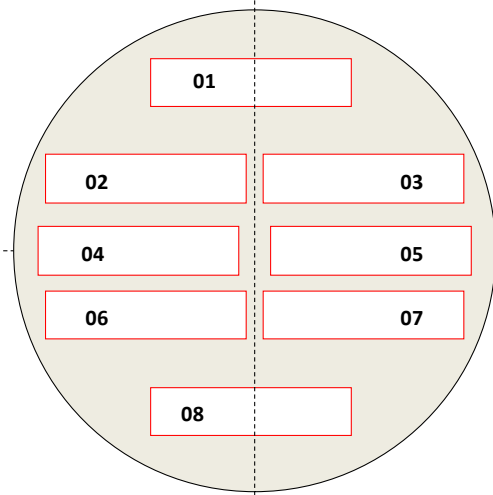


Figure A2. 2 - Schéma de prélèvement et de numérotation des éprouvettes pour les étages 1, 2 et 3

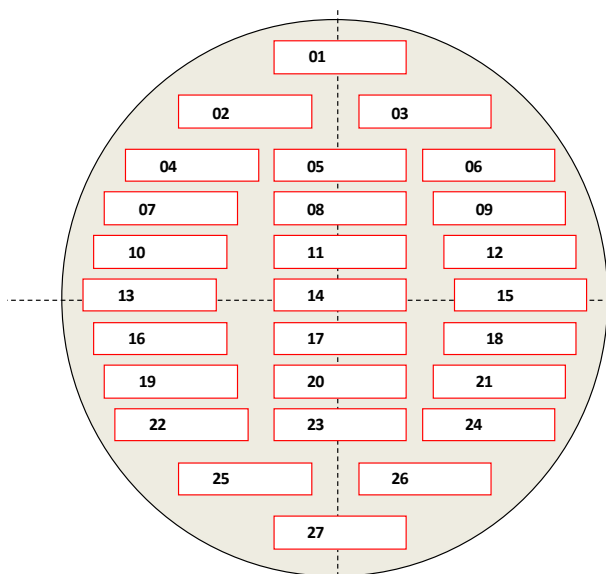


Figure A2. 3 - Schéma de prélèvement et de numérotation des éprouvettes pour les étages 4

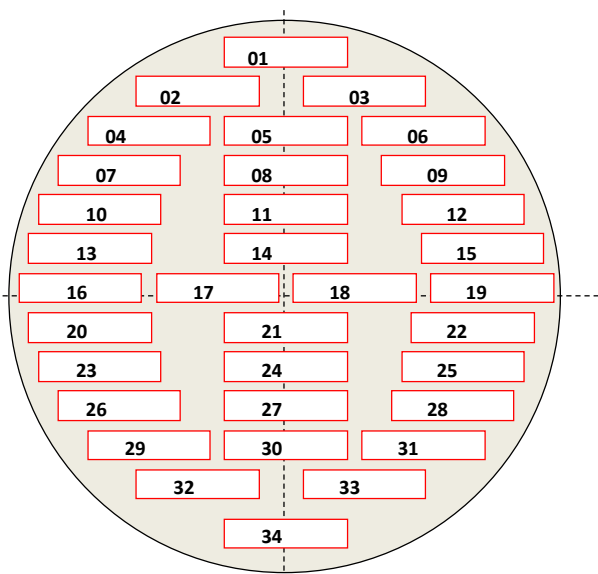


Figure A2. 4 - Schéma de prélèvement et de numérotation des éprouvettes des étages 5

Annexe 3. Hétérogénéités des premiers étages

Les hétérogénéités de propriétés mécaniques au sein d'un même étage peuvent être observées en raison de l'orientation du prélèvement des éprouvettes. Cette orientation en fonction de la direction radiale du galet peut présenter une hétérogénéité de propriétés mécaniques à cause du fibrage de la matière. En effet, comme montré dans la partie III.1.2.2, il existe un fibrage au sein du galet correspondant aux lignes d'écoulement de la matière lors de la mise en forme. Cependant dans les étages 1 et 2 le fibrage est parallèle à la direction axiale, il n'y a donc pas de désorientation des éprouvettes par rapport au fibrage avec le prélèvement effectué. Ainsi, pour les étages 1 et 2 la comparaison des essais va nous permettre d'établir la dispersion des propriétés mécaniques engendrée par le moyen d'essai. Pour l'étage 1, les essais de traction sur les éprouvettes B102, B103 et B106 sont comparés dans la Figure A3. 1. Ces trois éprouvettes ont un sens de prélèvement identique. Cela permet de mettre en évidence la dispersion inhérente aux essais. Les propriétés en traction sont résumées dans le Tableau A3. 1 et les résultats donnent une dispersion de 35MPa sur la limite d'élasticité, de 19MPa sur la résistance maximale à la traction, de 2,8% pour l'allongement à rupture et de 6% pour la striction. De la même manière pour l'étage 2, les essais B202 et B203 sont tracés sur la Figure A3. 2 et les résultats résumés dans le Tableau A3. 2 montrent une dispersion de 35MPa pour $\sigma_{0,2\%}$, de 12MPa pour σ_M , de 0,1% pour l'allongement à rupture et 9% pour la striction.

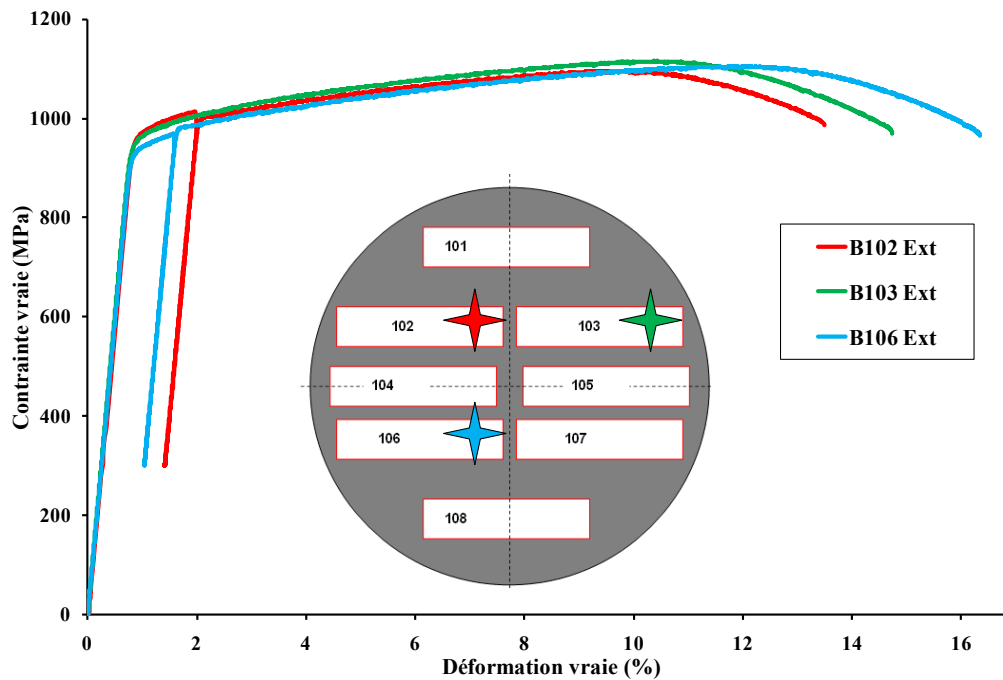


Figure A3. 1 - Comparaison des essais de traction dans l'étage 1 à 20°C

Tableau A3. 1 - Résultats des essais de traction à 20°C dans l'étage 1

Nom éprouvette	Module d'Young (GPa)	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	σ_M (MPa)	A%	Z%
B102	112	975	1096	13,5	18
B103	120	960	1115	14,7	24
B106	118	940	1106	16,3	18
Dispersion	8	35	19	2,8%	6%

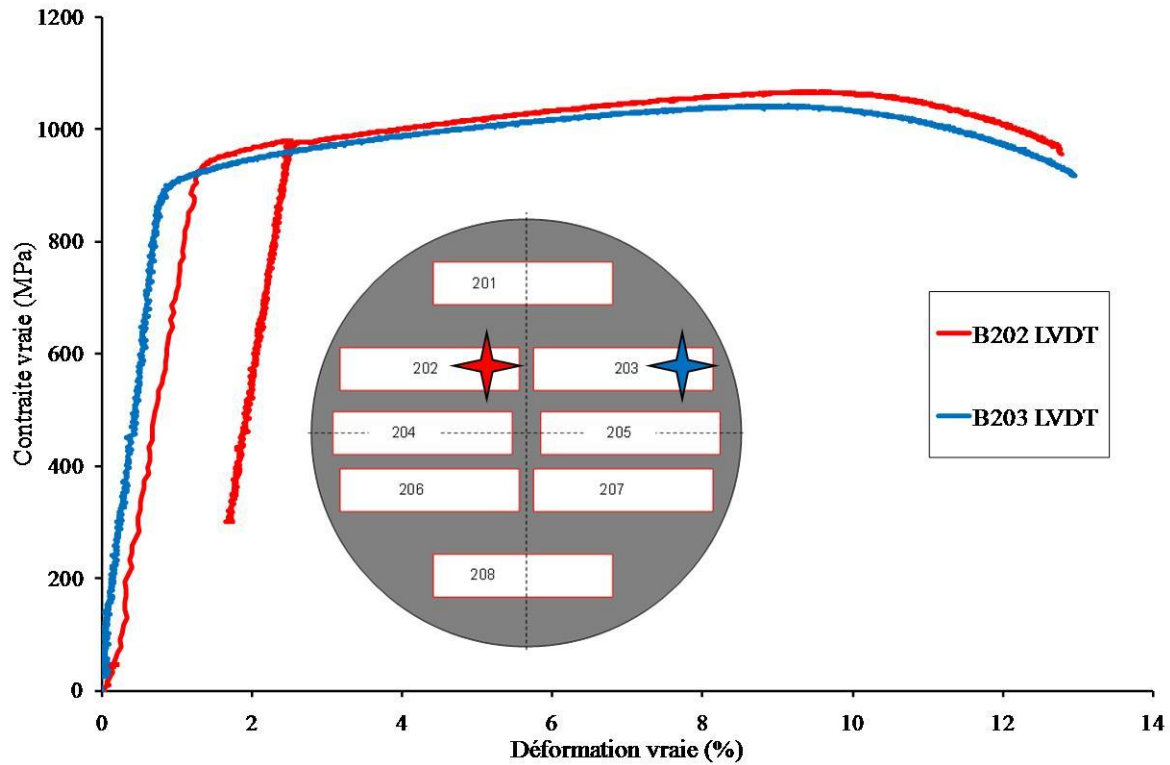


Figure A3. 2 - Comparaison des essais de traction de l'étage 2

Tableau A3. 2 - Résultats des essais de traction à 20°C dans l'étage 2

Nom éprouvette	Module d'Young (GPa)	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	σ_M (MPa)	A%	Z%
B202	93	945	1055	11,3	16
B203	121	910	1043	11,4	25
Dispersion	28	35	12	0,1%	9%

Pour l'étage 2 les éprouvettes B204 et B205 sont comparées, elles correspondent à des prélèvements similaires au sein d'un étage. Leur comparaison donne donc une idée de la dispersion des résultats d'essai à haute température pour un même protocole d'essai. Les courbes de traction à 600°C pour ces deux essais sont tracées sur la Figure A3. 3 et les résultats sont résumés dans le Tableau A3. 3. Les résultats montrent une forte reproductibilité de l'essai avec $\sigma_{0,2\%}$ identique pour les deux éprouvettes et un écart de seulement 11MPa pour σ_M , 0,2% pour A% et 0,1% pour Z%. Ainsi, les écarts beaucoup plus larges reportés précédemment sont vraiment liés à l'hétérogénéité du prélèvement.

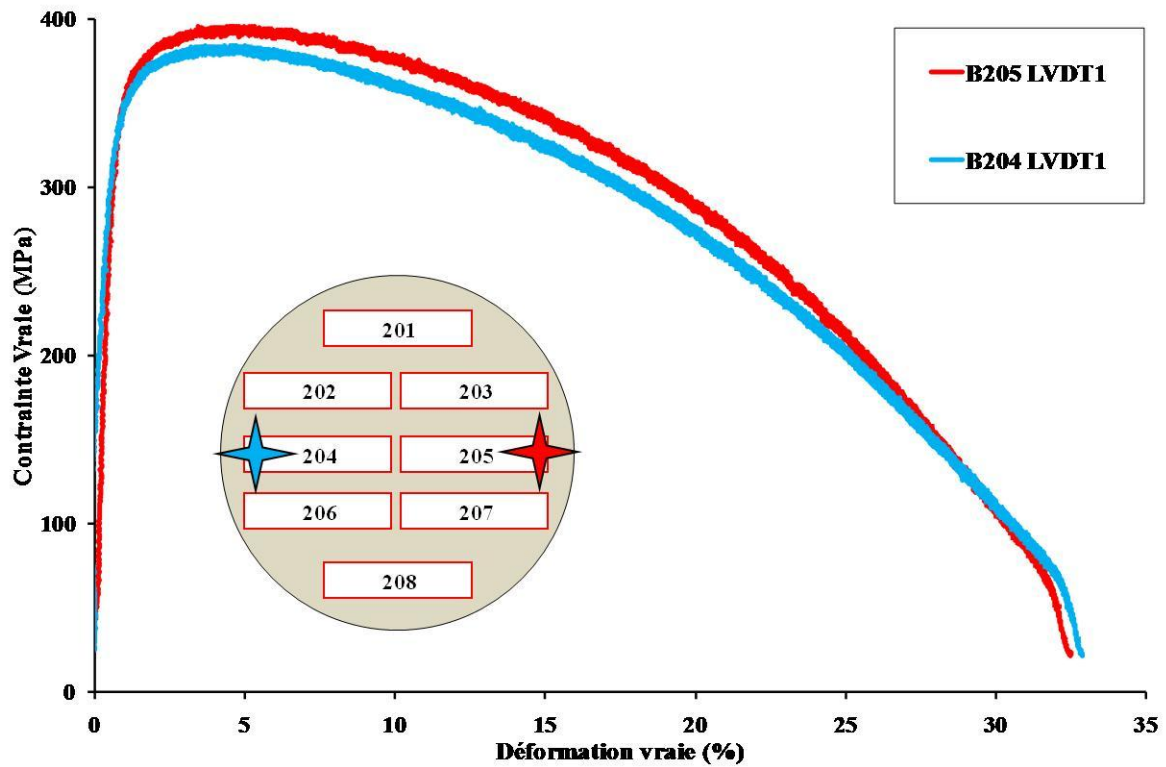


Figure A3.3 - Courbes de traction à 600°C dans l'étage 2

Tableau A3.3 - Résultats des essais de traction à 600°C dans l'étage 2

Nom éprouvette	Module d'Young (GPa)	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	σ_M (MPa)	A%	Z%
B204	30	335	385	32,9	72,1
B205	49	335	396	32,5	72
Dispersion	19	0	11	0,2	0,1

Annexe 4. SRS en fonction des étages de prélèvement dans le galet

Pour cette étude de la sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de l'étage de prélèvement dans le galet, deux températures sont étudiées : le comportement à 20°C et 600°C. Pour ces deux températures la comparaison se fait entre deux éprouvettes de l'étage 1 et une de l'étage 4. Dans le cas des observations à 20°C, les valeurs et l'enchaînement des vitesses de déformation imposées ne sont pas les mêmes que celles décrites pour les autres essais de traction avec sauts de vitesses. En effet, les trois vitesses utilisées sont les suivantes : $\dot{\epsilon}_0 = 1,6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$, $\dot{\epsilon}_+ = 1,6 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon}_{++} = 7,8 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ et leur enchaînement est précisé sur la Figure A4. 1 où sont tracées les trois courbes de traction des essais comparés. Ce graphique montre la sensibilité à la vitesse de déformation pour deux étages éloignés dans le galet, possédant des microstructures plus fine pour l'étage 1 en raison de la vitesse de refroidissement rapide dans cette zone. Ici la sensibilité à la vitesse de déformation est positive pour les deux étages puisque l'augmentation de la vitesse de déformation entraîne l'augmentation de la contrainte d'écoulement. La sensibilité est très reproductible, puisque les mêmes hauteurs de saut de la contrainte d'écoulement sont observées pour les trois essais. Néanmoins, comme remarqué dans la partie III.2.1.2, les valeurs mesurées de la contrainte d'écoulement sont toujours plus élevées pour l'étage 1 ; la courbe de traction des essais de l'étage 1 se retrouvant, quelle que soit la vitesse de sollicitation, au dessus de la courbe de l'essai issu de l'étage 4. Cette résistance mécanique plus élevée dans l'étage 1 a été expliquée par la loi de Hall et Petch pour les essais de traction monotone et reste valable ici pour les essais de traction avec sauts de vitesses. Ainsi, puisque la sensibilité à la vitesse de déformation est la même pour les trois essais alors cette sensibilité est à attribuer à un phénomène ayant lieu à une échelle plus fine que celle des grains régissant la loi de Hall et Petch.

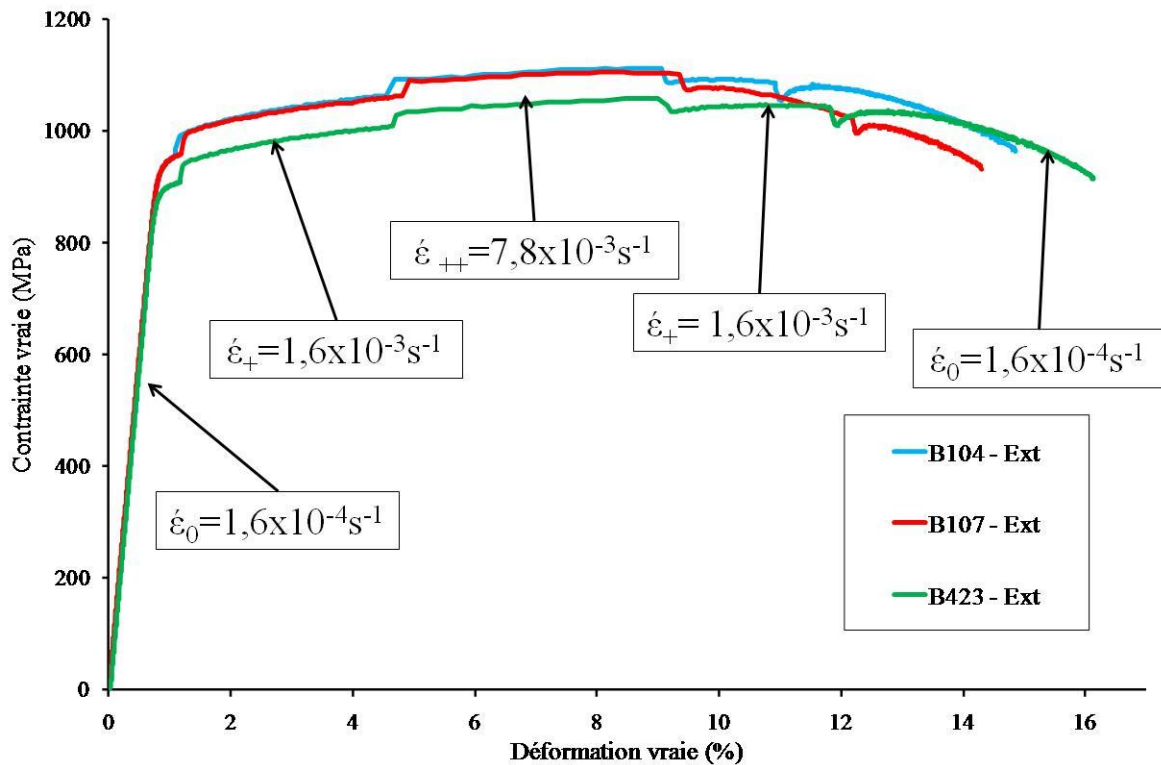


Figure A4. 1 - Courbes de traction avec sauts de vitesse de déformation à 20°C pour deux étages de prélèvement

La Figure A4. 2 reprend trois essais de traction avec sauts de vitesse de déformation à 600°C. Ici l'enchaînement des vitesses de déformation imposées suit le protocole décrit dans la partie II.3.4 et est repris sur le graphique. Le dernier palier n'a pas été réalisé pour les deux essais de l'étage 1, les trois essais ne sont donc comparés que sur les cinq premiers paliers. La sensibilité à la vitesse de déformation est toujours positive. Les deux essais de l'étage 1 affichent toujours des niveaux de contrainte supérieures à ceux de l'étage 4 quelque soit la vitesse de sollicitation, même si l'écart est moins marqué qu'à 20°C. Bien que la microstructure soit plus fine dans l'étage 1, les mêmes variations de contrainte d'écoulement sont observées. L'alliage possède donc une sensibilité à la vitesse de déformation indépendante de la taille de grains. Cette sensibilité est donc un phénomène activé à une échelle plus fine que la loi de Hall et Petch.

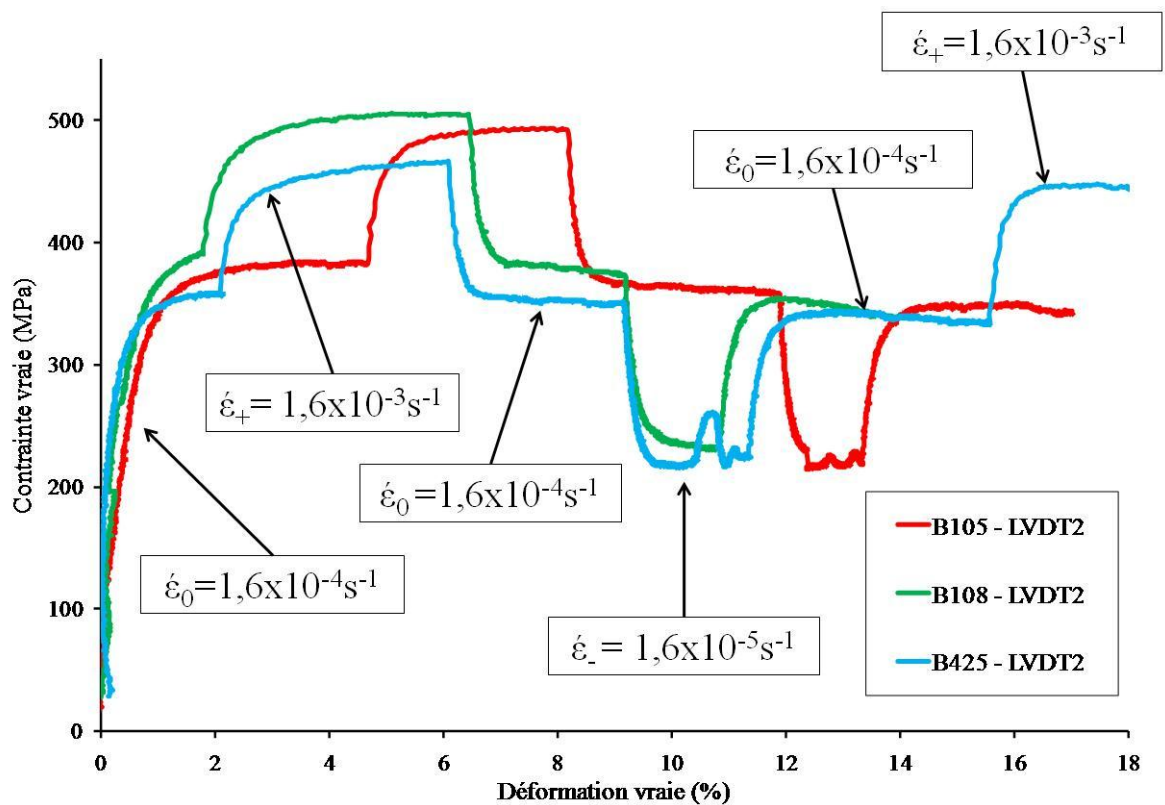


Figure A4. 2 - Courbes de traction avec sauts de vitesse de déformation à 600°C pour deux étages de prélèvement

Annexe 5. Dispersion des essais de fluage

La Figure A5. 1 reprend les courbes d'essais de fluage réalisés à 500°C sous 300MPa provenant de la campagne d'essai réalisée à DGA TA, celle réalisée au CIRIMAT et d'une campagne réalisée par Turboméca antérieurement. L'essai A208 de la campagne CIRIMAT provient du galet 1. Les essais C401 et D405 de la campagne DGA TA proviennent du galet 2 alors que l'essai F423 provient du galet 3. Les trois galets sont issus de la même coulée. Pour les trois essais de Turboméca les éprouvettes sont issues d'une autre coulée matière. Les courbes sont tracées sur les vingt cinq premières heures mais les données sont comparées jusqu'à rupture dans le Tableau A5. 1. La dispersion reste assez faible sur les premières heures de fluage (≤ 5 heures), au-delà les résultats divergent rapidement. Il n'y pas de tendance pouvant être associée aux moyens d'essai, aux coulées ou aux galets. Ainsi, l'écart obtenu entre les différents essais est considéré comme inhérent à la dispersion de la matière étudiée. Cette dispersion est la difficulté subie lors de l'analyse des résultats de fluage.

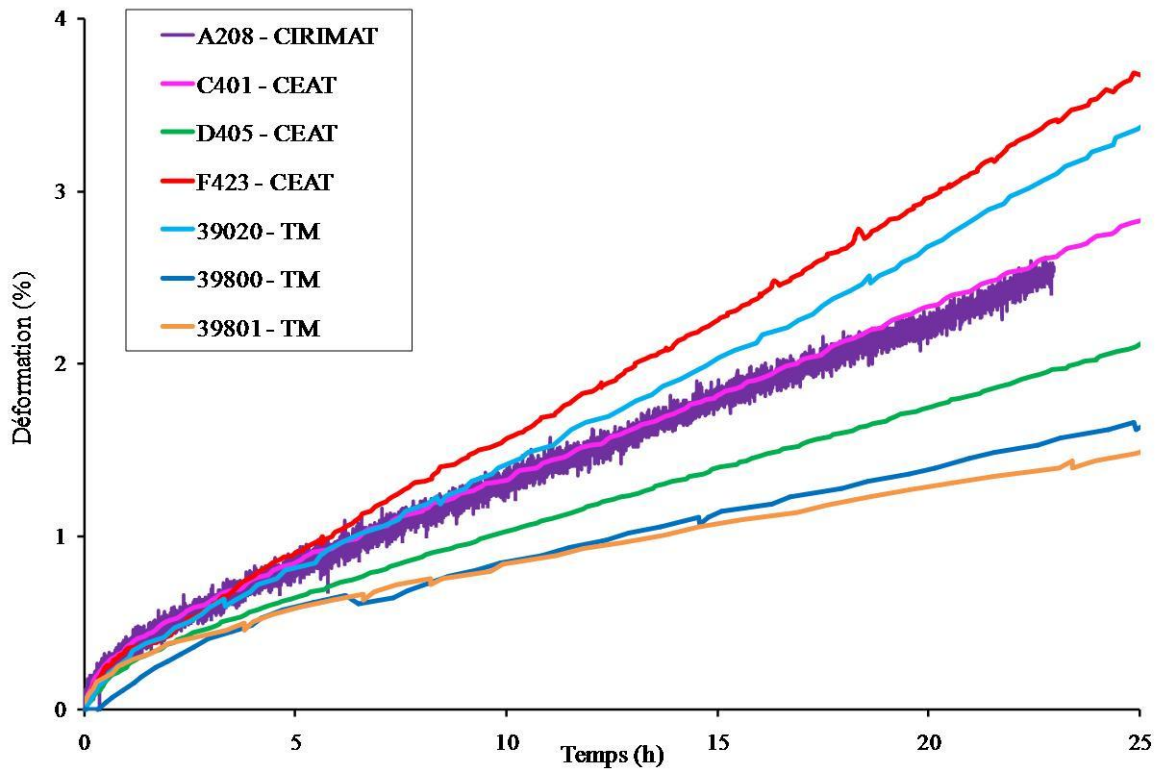


Figure A5. 1 - Dispersion des essais de fluage CIRIMAT, DGA TA et Turboméca à 500°C 300MPa

Tableau A5. 1 - Résultats des essais de fluage à 500°C sous 300MPa

Nom éprouvette	Vitesse de fluage secondaire (h^{-1})	Temps à rupture (h)	Allongement à rupture (%)
A208 - CIRIMAT	$9,0 \times 10^{-4}$	Non rupture	Non rupture
C401 - DGA TA	$9,7 \times 10^{-4}$	72,2	40,6
D405 - DGA TA	$7,2 \times 10^{-4}$	106,7	20,0
F423 - DGA TA	$1,3 \times 10^{-3}$	106,7	27,6
39020 - TM	$1,2 \times 10^{-3}$	78	27,4
39800 - TM	$5,4 \times 10^{-4}$	223	38,4
39801 - TM	$4,2 \times 10^{-4}$	226	41,5

Annexe 6. Diagramme de Larson-Miller

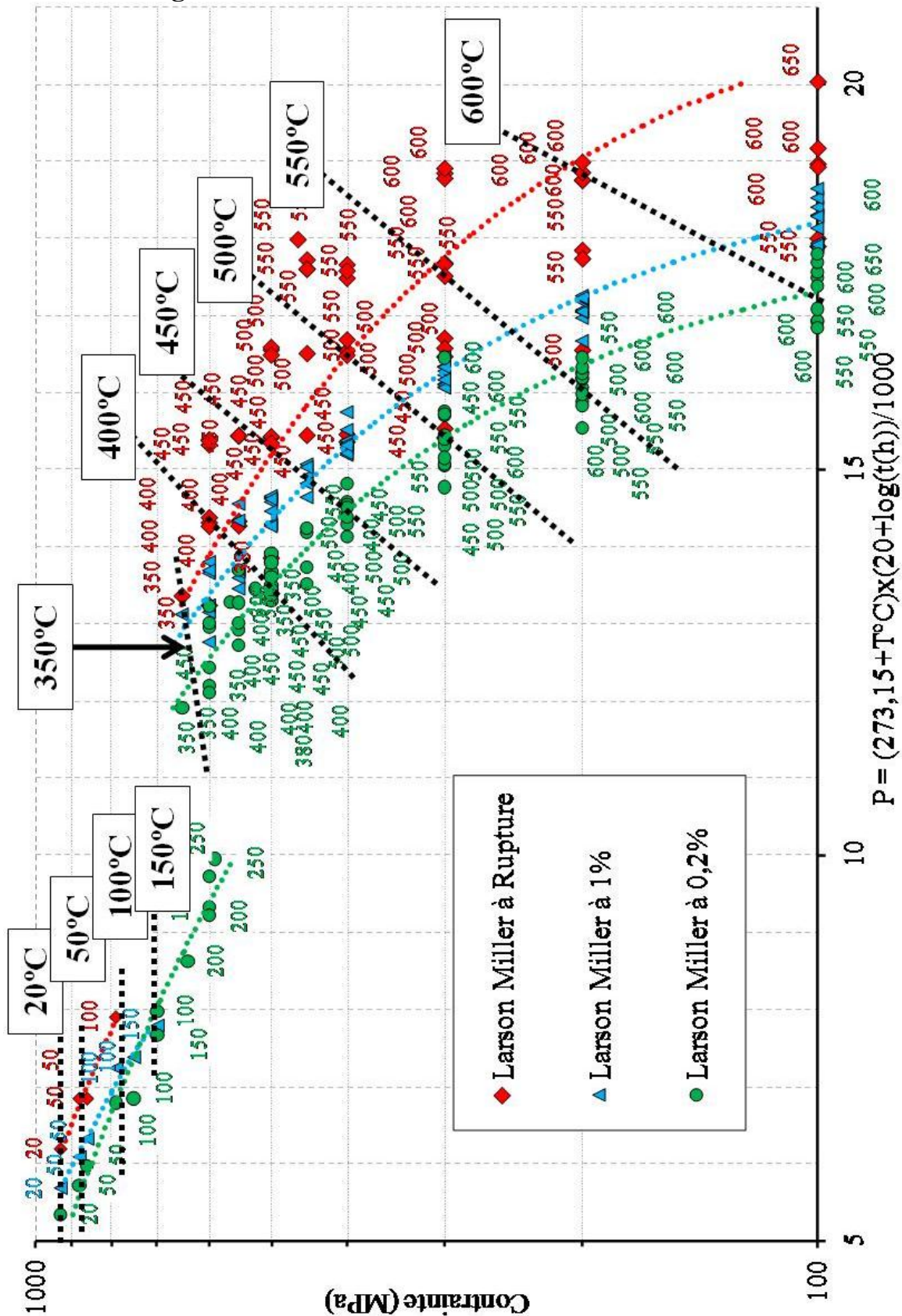


Figure A6. 1 - Diagramme de Larson-Miller superposé aux températures d'essai. Les isothermes sont représentées en pointillés noirs sur le diagramme. Les températures d'essai de chaque point sont ajoutées au graphique pour les points de mesure calculé à 0,2% de déformation et à la rupture.

Annexe 7. Mesure du coefficient de dilatation

Le coefficient de dilatation thermique a été mesuré grâce à un dilatomètre SETSYS Evolution Thermo Mechanical Analyzer (TMA) 1618 de chez Setaram localisé au CIRIMAT dans les locaux de l'université Paul Sabatier. La mesure consiste à suivre la déformation du matériau suivant une direction sous un cycle thermique. Le cycle thermique utilisé correspond à une montée en température de 20°C jusqu'à 700°C avec une vitesse de 2°C/min, sous un balayage d'air de 20mL/min. Une charge de 5g est appliquée sur l'échantillon pour maintenir le contact avec le capteur de déformation. Une fois le cycle terminé l'échantillon est ramené à température ambiante par un refroidissement à l'eau de l'enceinte, correspondant à une vitesse de refroidissement de l'échantillon de 10°C/min. Une fois l'évolution de la déformation obtenue en fonction de la température, le coefficient de dilatation est calculé grâce à la méthode des droites sécantes. La valeur du coefficient de dilatation à la température considérée correspond à la pente de la droite passant par zéro de déformation à la température de référence et par le point de la courbe indiquant la déformation à la température considérée. Le calcul du coefficient de dilatation à 700°C est explicité par la Figure A7. 1. Cette méthode a été choisie par rapport au calcul de la dérivée car c'est de cette manière qu'est défini le coefficient de dilatation utilisé sous le logiciel d'éléments finis.

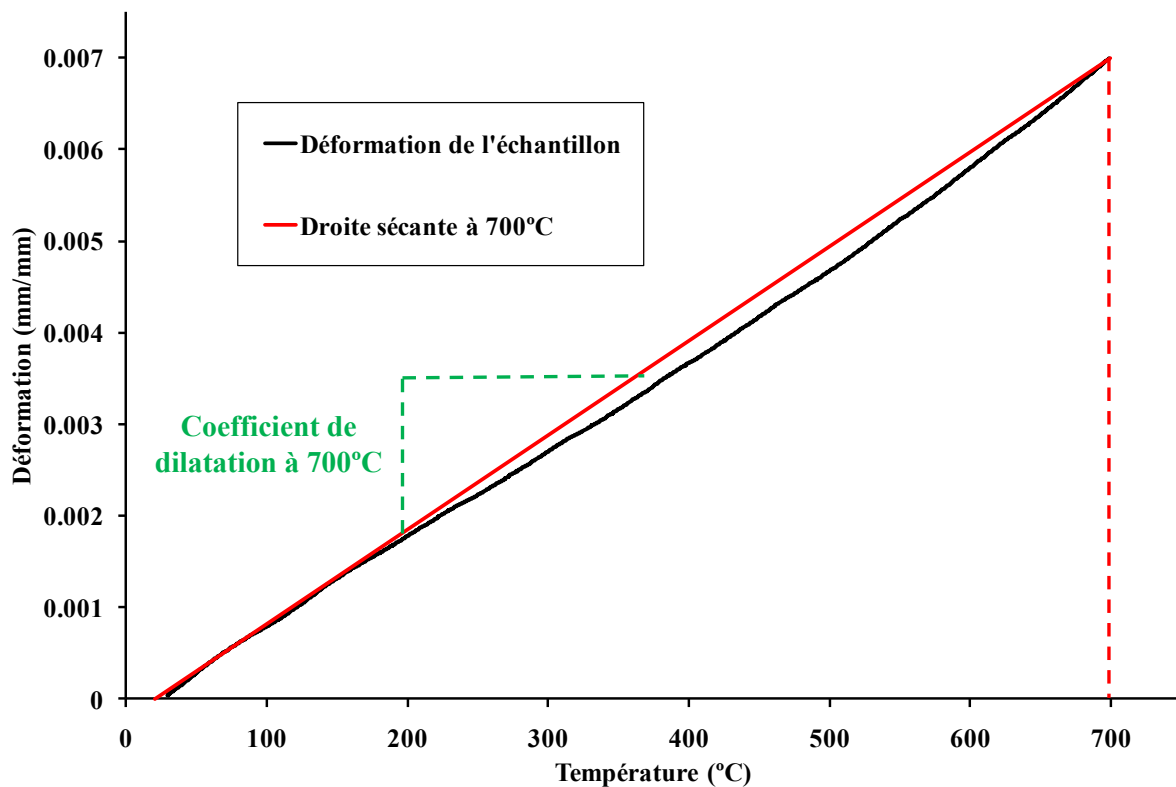


Figure A7. 1 - Description de la méthode de calcul du coefficient de dilatation à 500°C

Les températures élevées auxquelles est sollicité le matériau impliquent des déformations thermiques non négligeables, dues à la dilatation du matériau. Pour tenir compte de ces déformations, le coefficient de dilatation du matériau reste un paramètre essentiel. Afin d'obtenir le modèle de comportement le plus proche possible de notre matériau, le coefficient de dilatation de l'alliage étudié a été mesuré de 20°C à 700°C. Les mesures ont été réalisées sur deux prélèvements au sein du galet

forgé, un en peau et l'autre à cœur, le schéma de prélèvement est repris sur la Figure A7. 2 avec les résultats expérimentaux de 350°C à 700°C. Les mesures du coefficient de dilatation de 20°C à 300°C n'ont pas donné de valeurs cohérentes et ont donc été écartées. De plus, les valeurs du coefficient de dilatation actuellement utilisées pour le dimensionnement du TA6V sont aussi présentes sur ce graphique.

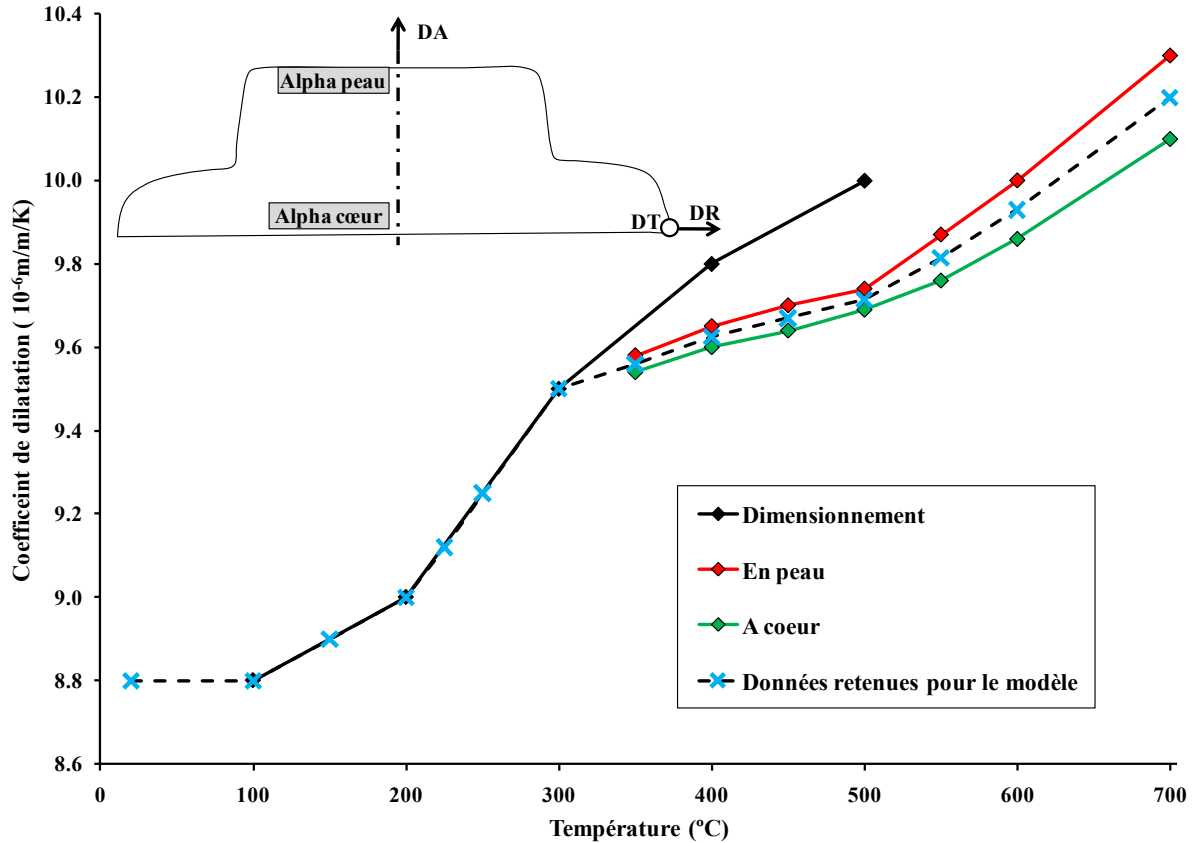


Figure A7. 2 - Evolution du coefficient de dilatation en fonction de la température pour deux prélèvements au sein du galet et pour les données de dimensionnement utilisées à Microturbo

Les données du graphique représentées en rouge et en vert sous issues des mesures expérimentales réalisées sur le matériau étudié. La courbe rouge correspond à un prélèvement de matière en peau du galet alors que la courbe verte correspond à un prélèvement au cœur du galet, comme le montre le schéma des prélèvements ajouté à la Figure A7. 2. Les résultats obtenus de 350°C à 700°C montrent un comportement similaire entre les deux prélèvements. Il n'y a pas ici d'effet du prélèvement dans le galet. De plus, l'évolution des données reste similaire à l'évolution des données de dimensionnement tout en gardant des valeurs inférieures. Toujours dans l'objectif de modéliser le matériau utilisé le plus justement possible, la moyenne des deux mesures a été conservée comme donnée de modélisation pour l'étude sur la plage de température de 350°C à 700°C. Pour les plus basses températures, les données de dimensionnement actuelles sont conservées. La courbe en pointillés noirs reprend les données retenues pour la construction du modèle symbolisées par les croix bleues.

Annexe 8. Mesure du module d'Young

Avant de mettre au point un modèle de comportement plastique du matériau, il faut maîtriser son comportement élastique. Le comportement élastique du matériau est caractérisé par son module d'Young. La mesure du module d'Young du matériau a été réalisée par la société Aurock à Albi. La valeur est mesurée par une technique d'analyse de fréquence de résonance acoustique. Cet appareil a permis d'obtenir le module d'Young du matériau de 20°C à 700°C sous air, lors de la chauffe et du refroidissement pilotée à 2°C/min. Les quatre échantillons utilisés sont des parallélépipèdes rectangles dont les dimensions sont 40x10x10mm³ et dont les six faces ont été polies sur papier SiC jusqu'au grade 2400. La mesure du module d'Young se fait selon la direction longue du parallélépipède. Les quatre échantillons (E1, E2, E3 et E4) correspondent à des prélèvements différents au sein du galet forgé, comme le schématise la Figure A8. 1. L'échantillon E1 a été prélevé en peau du galet avec sa longueur suivant DT et l'échantillon E2 au cœur du galet avec sa longueur selon la DR. Les échantillons E2 et E3 se trouvent dans la partie centrale du galet mais en périphérie, l'échantillon E3 est prélevé selon DT et E4 suivant DR. La Figure A8. 1 donne aussi les résultats de mesure pendant la chauffe pour les quatre échantillons. Les mesures montrent une évolution linéaire du module d'Young avec la température entre 20°C et 700°C pour les 4 prélèvements. Même si la dispersion des mesures est à nuancer par la sensibilité de la mesure au parallélisme des faces des éprouvettes, l'écart conséquent des résultats de l'échantillon E1 par rapport aux autres échantillons laisse supposer un module d'Young plus faible en peau du galet. Par ailleurs le sens de prélèvement de la matière au centre du galet ne semble pas influencer les valeurs du module d'Young.

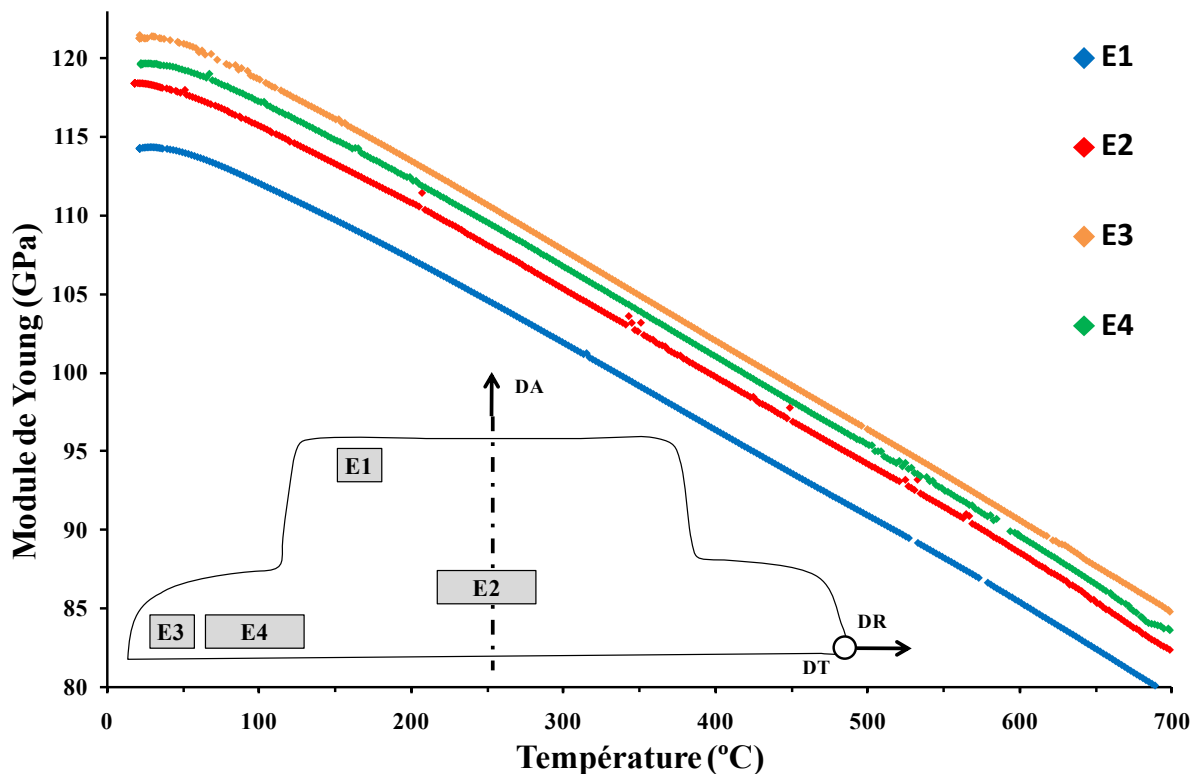


Figure A8. 1 - Evolution du module d'Young en fonction de la température pour plusieurs zones du galet

Sur la Figure A8. 2, la mesure du module d'Young lors des essais de traction a été superposée aux mesures réalisées par la méthode acoustique. La mesure a été faite soit par LVDT soit par un

extensomètre. La mesure par extensomètre (seulement à 20°C) est identique aux résultats donnés par la méthode acoustique. Ainsi, l'utilisation d'un extensomètre pour la mesure du module d'Young semble être une méthode acceptable. L'extensomètre utilisé ne supportant pas les plus hautes températures, la déformation a été mesurée par LVDT à plus haute température. Les résultats obtenus avec les LVDT présentent une très grande dispersion pour l'ensemble de la plage de températures étudiées. Les mesures sont dans la plupart des cas bien inférieures à la mesure obtenue par méthode acoustique. Ainsi, la mesure du module d'Young par les capteurs LVDT lors d'un essai de traction ne peut pas être exploitée.

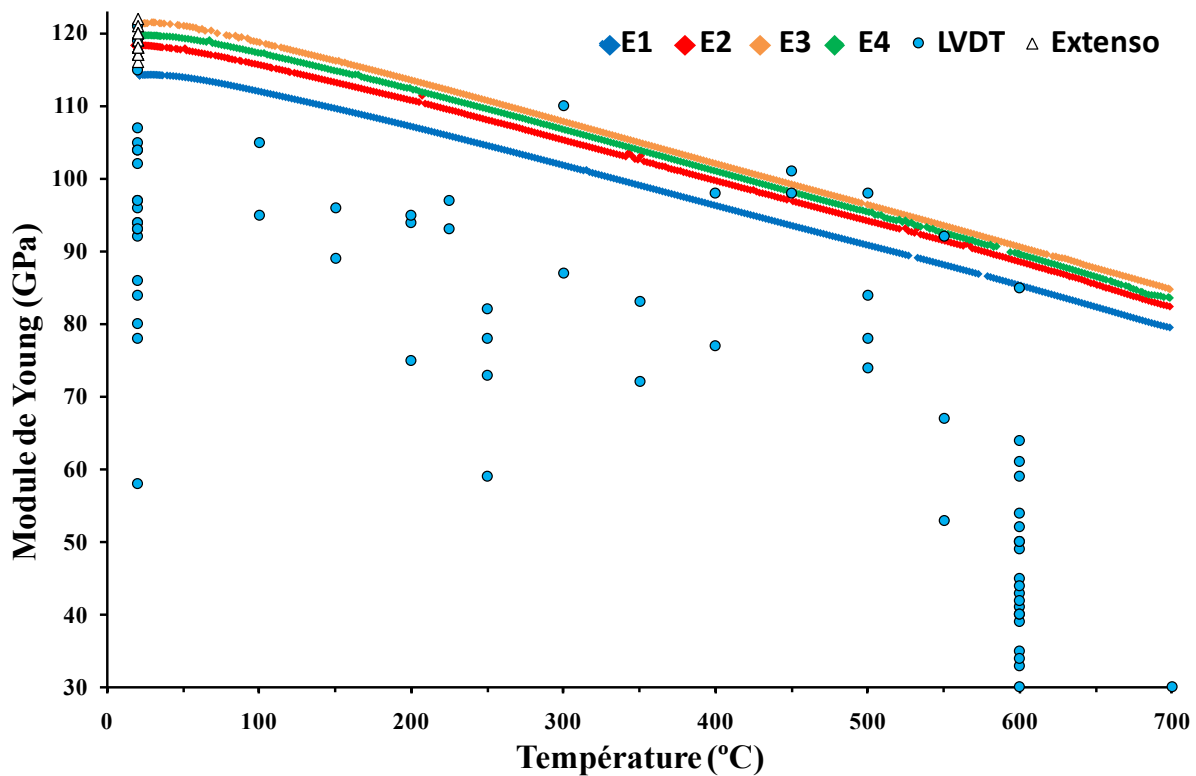


Figure A8. 2 - Comparaison des valeurs du module d'Young en fonction de la température et de la méthode de mesure

Sur la Figure A8. 3, la moyenne des valeurs du module d'Young obtenues par acoustique sont comparées aux données actuellement utilisées pour le dimensionnement par le bureau d'études. Toutes les valeurs utilisées pour le dimensionnement sont inférieures à celles mesurées. De l'ambiante à 400°C, l'évolution des données de dimensionnement est linéaire et suit la pente des données mesurées. En revanche, au-delà de 400°C les valeurs mesurées restent linéaires avec la température alors que les données de dimensionnement chutent plus rapidement. Ainsi, pour obtenir une modélisation la plus fidèle au comportement du matériau étudié, une évolution linéaire du module d'Young avec la température sera conservée. Il a été décidé de garder la moyenne des données mesurées comme valeurs du module d'Young de 20°C à 700°C.

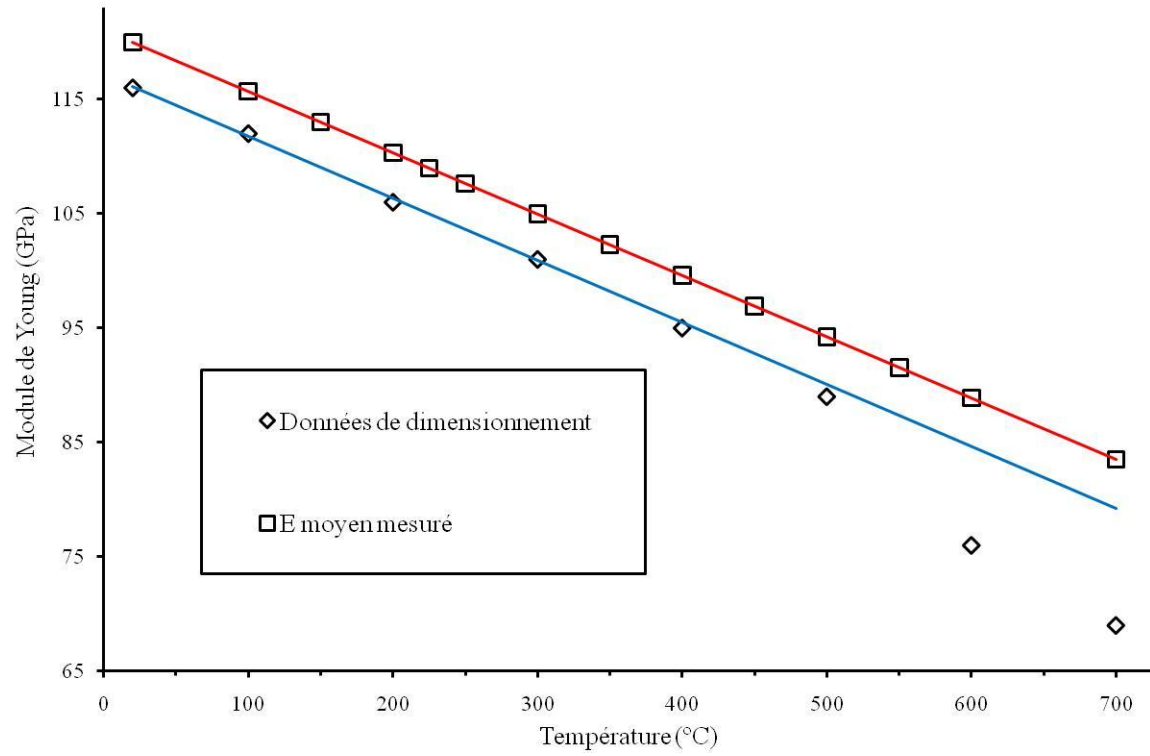


Figure A8. 3 - Comparaison de la moyenne des valeurs de module d'Young mesurées avec les données de dimensionnement

Annexe 9. Communications sur les travaux de thèse

Publications

L. Badea, M. Surand, B. Viguiet, J. Ruau, "Creep behavior of Ti-6Al-4V from 450°C to 600°C", *U.P.B. Scientific Bulletin*, Series B, vol.76, Iss.1, 2014

M. Surand, B. Viguiet, E. Herny and J. Ruau, "Expanding the application range of Ti-6Al-4V alloy", *MS&T 2012*, 2012.

Oraux

Journées Technologiques, Association titane, "Plasticity behaviour of Ti-6Al-4V alloy from RT to 600°C, 16/05/2013, Nantes, France

TMS 2013, "Plasticity behaviour of Ti-6Al-4V alloy from RT to 600°C", 03/03/2013, San Antonio, USA

MS&T 2012, "Expanding the application range of Ti-6Al-4V alloy", 10/10/2012, Pittsburgh, USA

Posters

M. Surand, B. Viguiet, "Tensile behaviour of forged Ti-6Al-4V alloy", The 12th world conference in titanium, Pekin, Chine, juin 19-24, 2011

M. Surand, J. Ruau, B. Viguiet, "Creep behaviour of a commercial titanium alloy", ICSMA-16, Bangalore, Indie, août 19-24, 2012

Références bibliographiques

- [Adenstedt, 1952] : H.K. Adenstedt, J.R. Pequignot and J.M. Raymer, "The Titanium-Vanadium system", *Transactions of the American Society for Metals*, vol.44, p.990, 1952.
- [Akhtar, 1975] : A. Akhtar and E. Teghtsoonian, "Prismatic slip in alpha-Titanium single-crystals", *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, vol.6, p.2201, 1975.
- [Ambard, 2001] : A. Ambard, L. Guétaz, F. Louchet and D. Guichard, "Role of interphases in the deformation mechanisms of an α/β titanium alloy at 20 K", *Materials Science and Engineering: A*, vol.319, p.404, 2001.
- [Andrade, 1910] : E.N.D. Andrade, "On the viscous flow in metals, and allied phenomena", *Proceedings of the Royal Society of London Series a-Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, vol.84, p.1, 1910.
- [Ankem, 1986] : S. Ankem and H. Margolin, "Modeling deformation in 2-phase alloys", *Journal of Metals*, vol.38, p.25, 1986.
- [Bania, 1984] : P.J. Bania and J.A. Hall, *Titanium 84, AIME, Warrendale PA*, vol.8, p.134, 1984.
- [Berger, 1958] : L.W. Berger, D.N. Williams and R.I. Jaffee, "Hydrogen in Titanium-Aluminium alloys", *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, vol.212, p.509, 1958.
- [Bhattacharyya, 2003] : D. Bhattacharyya, G.B. Viswanathan, R. Denkenberger, D. Furrer and H.L. Fraser, "The role of crystallographic and geometrical relationships between alpha and beta phases in an alpha/beta titanium alloy", *Acta Materialia*, vol.51, p.4679, 2003.
- [Bourgeois, 1997] : M. Bourgeois, "Etude du comportement viscoplastique à 773K d'alliages de titane biphasés Ti-6246", Thèse de doctorat, UTC, Compiègne, 1997.
- [Bridier, 2006] : F. Bridier, "Analyse expérimentale des modes de déformation et d'endommagement par fatigue à 20°C d'alliages de titane. Aspects cristallographiques à différentes échelles", Thèse de doctorat, LMPM - ENSMA, Poitiers, 2006.
- [Buirette, 2011] : C. Buirette, "Etude des mécanismes de propagation de fissures dans l'alliage de titane TA6V soudé par faisceau d'électrons", Thèse de doctorat, CIRIMAT - ENSIACET, Toulouse, 2011.
- [Burgers, 1934] : W.G. Burgers, "On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium", *Physica*, vol.1, p.561, 1934.
- [Caillard, 1996] : D. Caillard and A. Couret, "Chapter 50 - Dislocation Cores and Yield Stress Anomalies", F.R.N. Nabarro and M.S. Duesbery, *Dislocations in Solids*, p.69, 1996.
- [Campagnac, 1988] : M.H. Campagnac, "Structures et propriétés mécaniques d'alliages de titane à bas transus Ti-10V-2Fe-3Al et Ti-10V-3Cu-3Al", Thèse de doctorat, ONERA, Paris, 1988.
- [Castany, 2007] : P. Castany, "Etude des micromécanismes de déformation d'un alliage Ti-6Al-4V par déformation MET in situ influence d'un traitement de surface", Thèse de doctorat, INSA, Toulouse, 2007.
- [Chauveau, 2011] : T. Chauveau, "Analyse TA6V forgé", *Rapport d'analyse*, LSPM - Institut Galilée, Paris, 2011.
- [Chu, 1970] : H.P. Chu, "Room temperature creep and stress relaxation of a titanium alloy", *Journal of Materials*, vol.5, p.633, 1970.
- [Coble, 1963] : R.L. Coble, "A model for boundary diffusion controlled creep in polycrystalline materials", *Journal of Applied Physics*, vol.34, p.1679, 1963.

- [Combres, 2010] : Y. Combres, "Propriétés du titane et de ses alliages", *Techniques de l'ingénieur Métaux et alliages, matériaux magnétiques et multimatériaux*, vol.base documentaire : TIB357DUO, 2010.
- [Combres, 2013] : Y. Combres, "Traitements thermiques des alliages de titane", *Techniques de l'ingénieur Traitements thermiques des aciers, des alliages et des fontes*, vol.base documentaire : TIB364DUO, 2013.
- [Conrad, 1981] : H. Conrad, "Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of Titanium", *Progress in Materials Science*, vol.26, p.123, 1981.
- [Couret, 1989a] : A. Couret and D. Caillard, "Prismatic slip in beryllium .1. the controlling mechanism at the peak temperature", *Philosophical Magazine a-Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties*, vol.59, p.783, 1989a.
- [Couret, 1989b] : A. Couret and D. Caillard, "Prismatic slip in beryllium .2. the origin of the strength anomaly", *Philosophical Magazine a-Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties*, vol.59, p.801, 1989b.
- [Couret, 1991] : A. Couret and D. Caillard, "Dissociations and friction forces in metals and alloys", *Journal De Physique III*, vol.1, p.885, 1991.
- [Derep, 1980] : J.L. Derep, S. Ibrahim, R. Rouby and G. Fantozzi, "Deformation behavior of Zircaloy-4 between 77K and 900K", *Acta Metallurgica*, vol.28, p.607, 1980.
- [Doner, 1973] : M. Doner and H. Conrad, "Deformation mechanisms in commercial Ti-50Al (0.5 at pct Oeq) at intermediate and high-temperatures (0.3-0.6Tm)", *Metallurgical Transactions*, vol.4, p.2809, 1973.
- [Duwez, 1953] : P. Duwez, "The martensite transformation temperature in Titanium binary alloy", *Transactions of the American society for metals*, vol.45, p.934, 1953.
- [Dyment, 1968] : F. Dyment and C.M. Libanati, "Self-Diffusion of Ti, Zr, and Hf in their HCP Phases, and Diffusion of Nb(95) in HCP Zr", *Journal of Materials Science*, vol.3, p.349, 1968.
- [Elliot, 1962] : R.P. Elliot, "Study of Advanced Flight-Vehicle Power-Utilization Systems", ASD-TDR-62-561, General Dynamics, p.44, 1962.
- [Es-Souni, 2000] : M. Es-Souni, "Primary, secondary and anelastic creep of a high temperature near alpha-Ti alloy Ti6242Si", *Materials Characterization*, vol.45, p.153, 2000.
- [Es-Souni, 2001] : M. Es-Souni, "Creep behaviour and creep microstructures of a high-temperature titanium alloy Ti-5.8Al-4.0Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.35Si-0.06C (Timetal 834) Part I. Primary and steady-state creep", *Materials Characterization*, vol.46, p.365, 2001.
- [Escalé, 2012] : N. Escalé, "Etude par microscopie électronique en transmission des microstructures et des mécanismes de déformation d'alliages de titane bêta-métastables", Thèse de doctorat, CEMES, Toulouse, 2012.
- [Evans, 1979] : W.J. Evans and C.R. Gostelow, "Effect of hold time on the fatigue properties of a beta-processed Titanium-alloy", *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, vol.10, p.1837, 1979.
- [Farenc, 1992] : S. Farenc, "Etude des mécanismes de déformation du titane et de l'alliage TiAl", Thèse de doctorat, CEMES, Toulouse, 1992.
- [Feugas, 1994] : X. Feugas, "Microstructure et modelisation du comportement en fatigue uniaxiale et multiaxiale d'un alliage de titane biphasé", Thèse de doctorat, UTC, Compiègne, 1994.
- [Feugas, 2007] : X. Feugas and E. Conforto, "Influence of hydrogen on the malformation mechanisms and damage to alloys of titanium and zirconium", *Plastox 2007: Mecanismes Et Mecanique Des Interactions Plasticite-Environnement*, p.161, 2007.

- [Fisher, 1964] : E.S. Fisher and C.J. Renken, "Single-crystal elastic moduli and the hcp--bcc transformation in Ti, Zr and Hf", *Physical review* vol.135, p.A482, 1964.
- [Fujishiro, 1977] : S. Fujishiro and D. Eylon, "Effect of environment and coating on the creep behavior of commercial Ti alloys", *Scripta Metallurgica*, vol.11, p.1011, 1977.
- [Germain, 2005] : L. Germain, "Contribution à l'étude des hétérogénéités de texture des billettes d'IMI 834", Thèse de doctorat, Université Paul Verlaine, Metz, 2005.
- [Gey, 2012] : N. Gey and R. Mercier, "Analyse de la microtexture de 4 échantillons de TA6V de microstructure bimodale - Mise en évidence des macrozones", *Rapport EBSD*, LEM3, Metz, 2012.
- [Gray, 1990] : G. Gray, G. Luetjering and J. Williams, "The influence of oxygen on the structure, fracture, and fatigue crack propagation behavior of Ti-8.6 Wt Pct Al", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.21, p.95, 1990.
- [Gulbransen, 1949] : E.A. Gulbransen and K.F. Andrew, "Kinetics of the reactions of Titanium with O-2, N-2 and H-2", *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, vol.185, p.741, 1949.
- [Hack, 1982] : J.E. Hack and G.R. Leverant, "The influence of microstructure on the susceptibility of titanium alloys to internal hydrogen embrittlement", *Metallurgical Transactions A*, vol.13A, p.1729, 1982.
- [Herring, 1950] : C. Herring, "Diffusional viscosity of a polycrystalline solid", *Journal of Applied Physics*, vol.21, p.437, 1950.
- [Hocheid, 1970] : B. Hocheid, A. Klima, C. Beauvais, M. Rapin and C. Roux, "Study of transformations of Titanium alloy TA6V under isothermal conditions", *Memoires Scientifiques De La Revue De Metallurgie*, vol.67, p.583, 1970.
- [Huez, 1998] : J. Huez, X. Feaugas, A.L. Helbert, I. Guillot and M. Clavel, "Damage process in commercially pure alpha-titanium alloy without (Ti40) and with (Ti40-H) hydrides", *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, vol.29, p.1615, 1998.
- [Imam, 1979] : M.A. Imam and C.M. Gilmore, "Room temperature creep of Ti-6Al-4V", *Metallurgical Transactions A*, vol.10A, p.419, 1979.
- [Jaffee, 1973] : R.I. Jaffee and H.M. Burte, "Titanium - Science and Technology", Plenum Press, New York, p.451, 1973.
- [Jones, 1981] : I.P. Jones and W.B. Hutchinson, "Stress-state dependence of slip in Titanium-6Al-4V and other H.C.P. metals", *Acta Metallurgica*, vol.29, p.951, 1981.
- [Jousset, 2008] : H. Jousset, "Viscoplasticité et Microstructures d'un Alliage de Titane : Effets de la Température et de la vitesse de sollicitation", Thèse de doctorat, Mines de ParisTech, Paris, 2008.
- [Kahveci, 1986] : A.I. Kahveci and G.E. Welsch, "Effect of oxygen on the hardness and alpha/beta phase ratio of Ti-6Al-4V alloy", *Scripta Metallurgica*, vol.20, p.1287, 1986.
- [Kanter, 1938] : J.J. Kanter, "The problem of the temperature coefficient of tensile creep rate", *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, vol.131, p.385, 1938.
- [Kim, 2005] : J.H. Kim, S.L. Semiatin and C.S. Lee, "Constitutive analysis of the high-temperature deformation mechanisms of Ti-4Al-6V and Ti-6,85Al-1,6V alloys", *Materials Science and Engineering A*, vol.394, p.366, 2005.
- [Köppers, 1997] : M. Köppers, D. Derdau, M. Friesel and C. Herzig, "Self-diffusion and group III (Al, Ga, In) solute diffusion in hcp titanium", *Defect and Diffusion Forum*, vol.143, p.43, 1997.
- [Koppers, 1997] : M. Koppers, C. Herzig and M. Friesel, "Intrinsic self-diffusion and substitutional Al diffusion in alpha-Ti", *Acta Materialia*, vol.45, p.4181, 1997.

- [Le Maitre, 1970] : F. Le Maitre, "Etude des transformations en refroidissement continu de l'alliage de titane T-A6V", *Revue de Métallurgie* vol.67, p.563, 1970.
- [Lecomte, 2000] : J.-S. Lecomte, "Etude de la plasticité de l'alliage TA6V entre 25°C et 800°C", Thèse de doctorat, Université de Metz, Metz, 2000.
- [Lee, 2004] : E. Lee, "Microstructure evolution and microstructure / mechanical properties relationships in alpha + beta titanium alloys", Thèse de doctorat, Ohio State University, 2004.
- [Lee, 1990] : Y.T. Lee and G. Welsch, "Young's modulus and damping of Ti-6Al-4V alloy as a function of heat treatment and oxygen concentration", *Materials Science and Engineering: A*, vol.128, p.77, 1990.
- [Levine, 1966] : E.D. Levine, "Deformation mechanisms in titanium at low temperatures", *Transactions of the Metallurgical Society of Aime*, vol.236, p.1558, 1966.
- [Li, 2011] : X. Li, T. Sugui, B. Xianyu and C. Liqing, "Creep properties and effect factors of hot continuous rolled Ti-6Al-4V alloy", *Materials Science and Engineering: A*, vol.529, p.452, 2011.
- [Libanati, 1963] : C.M. Libanati and S.F. Dymont, "Autodifusion de titanio alfa", *Acta Metallurgica*, vol.11, p.1263, 1963.
- [Liu, 1988] : Z. Liu and G. Welsch, "Effects of oxygen and heat treatment on the mechanical properties of alpha and beta titanium alloys", *Metallurgical Transactions A*, vol.19A, p.527, 1988.
- [Lütjering, 2010] : G. Lütjering and J.C. Williams, "Titanium", Springer, *Engineering materials and processes*, 2010.
- [Malakondaiah, 1982] : G. Malakondaiah, N. Prasad and P. Rama Rao, "On the evaluation of activation energy for viscous creep through temperature change tests", *Scripta Metallurgica*, vol.16, p.421, 1982.
- [Malakondaiah, 1981] : G. Malakondaiah and P. Rama Rao, "Creep of Alpha-Titanium at low stresses", *Acta Metallurgica*, vol.29, p.1263, 1981.
- [McQuillan, 1963] : M.K. McQuillan, "Phase transformation in titanium and its alloys", *Metallurgical reviews*, vol.8, p.41, 1963.
- [Mignot, 2003] : F. Mignot, "Contributions de l'hydrogène interne et du fluage à froid à l'anomalie de fissuration sous chargement cyclique du Ti6246 à fort Kmax", Thèse de doctorat, Mines ParisTech, Paris, 2003.
- [Miller, 1987] : W.H. Miller, R.T. Chen and E.A. Starke, "Microstructure, creep, and tensile deformation in Ti-6Al-2Nb-1Ta-0.8Mo", *Metallurgical Transactions A*, vol.18A, p.1451, 1987.
- [Molchanova, 1965] : E.K. Molchanova, "Phase diagrams of Titanium Alloys", *Israel Program for Scientific Translation*, Jerusalem, 1965.
- [Molénat, 1997] : G. Molénat, A. Couret and D. Caillard, "Peierls friction stresses and dynamic strain ageing in TiAl and Fe-30at.% Al alloys", *Materials Science and Engineering: A*, vol.234, p.660, 1997.
- [Moon, 2009] : J.H. Moon, S. Karthikeyan, B.M. Morrow, S.P. Fox and M.J. Mills, "High-temperature creep behaviour and microstructure analysis of binary Ti-6Al alloys with trace amounts of Ni", *Materials Science and Engineering*, vol.A, p.35, 2009.
- [Nabarro, 1947] : F.R.N. Nabarro, "Dislocations in a simple cubic lattice", *Proceedings of the Physical Society of London*, vol.59, p.256, 1947.
- [Nabarro, 1995] : F.R.N. Nabarro and H.L. De Villiers, "The Physics of Creep: Creep and Creep-Resistant Alloys", CRC Press, 1995.

- [Naka, 1978] : S. Naka, "Étude de la recristallisation primaire de tôles minces de titane laminées par analyse tridimensionnelle des textures et par recuits in-situ dans le microscope électronique à très haute tension (1 MV)", Thèse de doctorat, Université Paris XI, Orsay, 1978.
- [Naka, 1991] : S. Naka, L.P. Kubin and C. Perrier, "The plasticity of Titanium at low and medium temperatures", *Philosophical Magazine a-Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties*, vol.63, p.1035, 1991.
- [Naka, 1982] : S. Naka and A. Lasalmonie, "Prismatic slip in the plastic-deformation of alpha-Ti single crystals below 700K", *Materials Science and Engineering*, vol.56, p.19, 1982.
- [Naka, 1988] : S. Naka, A. Lasalmonie, P. Costa and L.P. Kubin, "The low-temperature plastic-deformation of alpha-Titanium and the core structure of a-type screw dislocations", *Philosophical Magazine A*, vol.57, p.717, 1988.
- [Neeraj, 2000] : T. Neeraj, D.-H. Hou, G.S. Daehn and M.J. Mills, "Phenomenological and microstructural analysis of room temperature creep in titanium alloys", *Acta Materialia*, vol.48, p.1225, 2000.
- [Neeraj, 2001] : T. Neeraj and M.J. Mills, "Short-range order (SRO) and its effect on the primary creep behavior of a Ti-6wt.%Al alloy", *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, vol.319, p.415, 2001.
- [Odegard, 1974] : B.C. Odegard and A.W. Thompson, "Low temperature creep of Ti-6Al-4V", *Metallurgical Transactions A*, vol.5, p.1207, 1974.
- [Papazoglou, 1968] : T.P. Papazoglou and M.T. Hepworth, "Diffusion of hydrogen in titanium", *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol.242, p.682, 1968.
- [Paton, 1970] : N.E. Paton and W.A. Backofen, "Plastic deformation of titanium at elevated temperatures", *Metallurgical Transactions*, vol.1, p.2839, 1970.
- [Paton, 1971] : N.E. Paton, B.S. Hickman and D.H. Leslie, "Behavior of hydrogen in alpha-phase Ti-Al alloys", *Metallurgical Transactions*, vol.2, p.2791, 1971.
- [Peierls, 1940] : R. Peierls, "The size of a dislocation", *Proceedings of the Physical Society*, vol.52, p.34, 1940.
- [Pelissie, 1996] : C. Pelissie, L. Guetaz, X. Baillin and F. Moret, "Deformation modes of Ti-6Al-4V at cryogenic temperatures", *Revue De Metallurgie-Cahiers D Informations Techniques*, vol.93, p.1509, 1996.
- [Perroud, 2012] : O. Perroud, "Quantification de la phase β par diffraction des rayons X (DRX) des échantillons T1 et T41", *Rapport DRX*, LEM3, Metz, p.1, 2012.
- [Poupeau, 1999] : P. Poupeau, "Diagrammes d'équilibre d'alliages binaires", *Techniques de l'ingénieur Métaux et alliages, matériaux magnétiques et multimatériaux*, ref. article : m70p1, 1999.
- [Prioul, 1995] : C. Prioul, "Le vieillissement dynamique dans les alliages de Zirconium conséquences sur les propriétés mécaniques", *Journées d'études "Propriétés-Microstructures" ZIRCONIUM 95*, 1995.
- [Pujol, 1994] : C. Pujol, "Etude des mécanismes de déformation en traction et en fluage du Zr alpha entre 20°C et 300°C", Thèse de doctorat, Mines ParisTech, Paris, 1994.
- [Quast, 2007] : J.P. Quast and C.J. Boehlert, "Comparaison of the Microstructure, Tensile, and Creep Behavior for Ti-24Al-17Nb-0.66Mo (Atomic Percent) and Ti-24Al-17Nb-2.3Mo (Atomic Percent) Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.A, p.529, 2007.
- [Reis, 2005] : D.A.P. Reis, C.R.M. Silva, M.C.A. Nono, M.J.R. Barboza, F.P. Neto and E.A.C. Perez, "Effect of environment on the creep behavior of Ti-6Al-4V alloy", *Materials Science and Engineering A*, vol.399, p.276, 2005.
- [Roe, 1960] : W.P. Roe, H.R. Palmer and W.R. Opie, *Transactions of ASM*, vol.52, p.191, 1960.

- [Rosen, 1976] : A. Rosen and A. Rottem, "The effect of high temperature exposure on the creep resistance of Ti-6Al-4V alloy", *Materials Science and Engineering*, vol.22, p.23, 1976.
- [Rosenberg, 1970] : W.H. Rosenberg, "The Science, Technology and Application of Titanium", Pergamon Press, Oxford, UK, p.851, 1970.
- [Sakai, 1974a] : T. Sakai and M.E. Fine, "Failure of Schmid's law in Ti-Al alloys for prismatic slip", *Scripta Metallurgica*, vol.8, p.541, 1974a.
- [Sakai, 1974b] : T. Sakai and M.E. Fine, "Plastic-deformation of Ti-Al single-crystals in prismatic slip", *Acta Metallurgica*, vol.22, p.1359, 1974b.
- [Sastry, 1972] : D.H. Sastry and K.I. Vasu, "Dislocation dynamics in alpha Titanium", *Acta Metallurgica*, vol.20, p.399, 1972.
- [Savage, 2004] : M.F. Savage, J. Tatalovich and M.J. Mills, "Anisotropy in the room-temperature deformation of alpha-beta colonies in titanium alloys: role of the alpha-beta interface", *Philosophical Magazine*, vol.84, p.1127, 2004.
- [Semiatin, 2001] : S.L. Semiatin and T.R. Bieler, "The effect of alpha platelet thickness on plastic flow during hot working of Ti-6Al-4V with a transformed microstructure", *Acta Materialia*, vol.49, p.3565, 2001.
- [Singh, 1993] : A.K. Singh, C. Ramachandra, M. Tavafoghi and V. Singh, "Structure of martensite in Titanium-alloy Ti-6Al-1.6Zr-3.3Mo-0.3Si", *Journal of Materials Science Letters*, vol.12, p.697, 1993.
- [Snowden, 1970] : K.U. Snowden, "The effect of temperature on the logarithmic creep of zircaloy-2", *Journal of Nuclear Materials*, vol.36, p.347, 1970.
- [Stanford, 2004] : N. Stanford and P.S. Bate, "Crystallographic variant selection in Ti-6Al-4V", *Acta Materialia*, vol.52, p.5215, 2004.
- [Strudel, 1979] : J.L. Strudel, "Interactions des dislocations avec des impuretés", YMCA, *Ecole d'été d'Yravals*, p.199, 1979.
- [Surand, 2013] : M. Surand, "Comportement du TA6V au cours d'un essai thermomécanique : expérience et simulation", *Appendice confidentiel industrie de thèse*, Safran - Microturbo, 2013.
- [Suri, 1997] : S. Suri, T. Neeraj, G.S. Daehn, D.-H. Hou, J.M. Scott, R.W. Hayes and M.J. Mills, "Mechanisms of primary creep in alpha/beta titanium alloys at lower temperatures", *Materials Science and Engineering*, vol.A, p.996, 1997.
- [Suri, 1999] : S. Suri, G.B. Viswanathan, T. Neeraj, D.H. Hou and M.J. Mills, "Room temperature deformation and mechanisms of slip transmission in oriented single-colony crystals of an α/β titanium alloy", *Acta Materialia*, vol.47, p.1019, 1999.
- [Thompson, 1973] : A.W. Thompson and B.C. Odegard, "Influence of microstructure on low-temperature creep of Ti-5Al-2.5Sn", *Metallurgical Transactions*, vol.4, p.899, 1973.
- [Thorpe, 1978] : W.R. Thorpe and I.O. Smith, "Creep properties of Zr-1wt.%Nb alloy", *Journal of Nuclear Materials*, vol.75, p.209, 1978.
- [Tricot, 1988] : R. Tricot, "Traitements thermomécaniques des alliages de titane pour l'aéronautique - Thermomechanical processing of titanium alloys for the aerospace industry", *Matériaux et Techniques* vol.76, p.47, 1988.
- [Trojanova, 1995] : Z. Trojanova, A. Dlouhy and P. Lukac, "Plastic-deformation of Zr-Sn polycrystals at intermediate temperatures", *Journal of Materials Science*, vol.30, p.2930, 1995.

- [Turbomeca, 2004] : Turbomeca, "Les Turbines à Gaz", Turbomeca groupe SNECMA, *Centre d'instruction*, p.11, 2004.
- [Uta, 2009] : E. Uta, "Etude des hétérogénéités de texture et de microstructure au sein de disques forgés en IMI834 Influence sur les propriétés en fatigue-dwell", Thèse de doctorat, Université de Metz, Metz, 2009.
- [Viswanathan, 2002] : G.B. Viswanathan, S. Karthikeyan, R.W. Hayes and M.J. Mills, "Creep behaviour of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo : II. Mechanisms of deformation", *Acta Materialia*, vol.50, p.4965, 2002.
- [Wahlbeck, 1965] : P.G. Wahlbeck and P.W. Gilles, "Reinvestigation of the phase diagram for the system Titanium-Oxygen", *Journal of the American Ceramic Society*, vol.49, p.180, 1965.
- [Warda, 1973] : R.D. Warda, V. Fidleris and E. Teghtsoonian, "Dynamic strain aging during creep of alpha-Zr", *Metallurgical Transactions*, vol.4, p.1201, 1973.
- [Weissman, 1970] : S. Weissman and A. Shrier, "The science, technology and application of titanium", Pergamon Press, New York, 1970.
- [Williams, 1958] : D.N. Williams, "Report on hydrogen in titanium and titanium alloys", T.M.L. report 100, *Batelle Memorial Institute*, Columbus Ohio, 1958.
- [Williams, 1972] : J.C. Williams, A.W. Sommer and P.P. Tung, "The influence of Oxygen Concentration on the internal stress and dislocation arrangements in alpha titanium", *Metallurgical transactions*, vol.3, p.2979, 1972.
- [Yamaguchi, 1969] : S. Yamaguchi, "Interstitial order-disorder transformation in Ti-O solid solution .I. Ordered arrangement of oxygen", *Journal of the Physical Society of Japan*, vol.27, p.155, 1969.
- [Yoo, 1981] : M.H. Yoo, "Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals", *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, vol.12, p.409, 1981.
- [Zaefferer, 2003] : S. Zaefferer, "A study of active deformation systems in titanium alloys: dependence on alloy composition and correlation with deformation texture", *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, vol.344, p.20, 2003.
- [Zhu, 1999] : J.H. Zhu, P.K. Liaw, J.M. Corum and H.H. McCoy, "High-Temperature Mechanical Behavior of Ti-6Al-4V Alloy and TiC/Ti-6Al-4V Composite", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.30A, p.1569, 1999.